

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E PRODUÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIAS DE MATERIAIS

APLICAÇÃO DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA NA SOLDAGEM DO AÇO
ABNT 1045

DISSERTAÇÃO APRESENTADA À UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ PARA
OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS.

AUTOR: ALESSANDRA GOIS LUCIANO DE AZEVEDO
ORIENTADOR: PROF. DR. JESUALDO PEREIRA FARIAS

FORTALEZA, CEARÁ
SETEMBRO DE 2002

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E PRODUÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIAS DE MATERIAIS

**AVALIAÇÃO DA TÉCNICA DA DUPLA CAMADA NA RECUPERAÇÃO DE PEÇAS
DE AÇO ABNT 1045**

Dissertação apresentada a Universidade Federal do Ceará por:

ALESSANDRA GOIS LUCIANO DE AZEVEDO

Como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em
Engenharia e Ciências de Materiais

A Deus

Ao meu esposo

Flávio Alexandre Luciano de Azevedo

Aos meus pais

José Lúcio de Gois Filho

Rose-Mary Araújo de Miranda

Aos meus irmãos

Aos meus tios

Máximo Valério Soares de Macedo

Miranice Bárbara Miranda de Macedo

Aos meus avós

AGRADECIMENTOS

- Ao meu esposo, pela compreensão e carinho, essenciais para o bom andamento deste trabalho.
- Ao professor e orientador Dr. Jesualdo Pereira Farias, pela amizade, orientação, apoio, compreensão e incentivo para a realização deste trabalho.
- Ao professor Dr. Lindberg Lima Gonçalves coordenador do curso de Engenharia e Ciências de Materiais, pela dedicação ao curso.
- Ao professor Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu coordenador do Programa de Recursos Humanos para o Setor de Petróleo e Gás, pela dedicação ao programa.
- Aos professores da pós-graduação, pelos ensinamentos.
- Aos colegas de turma, pelo companheirismo.
- Ao professor M.Sc. Willys Machado Aguiar do Laboratório de Ensaios Mecânicos do CEFET-CE, pela amizade, incentivo e apoio estrutural essenciais para o desenvolvimento deste trabalho.
- Ao professor Evaldo Mota do Laboratório de Máquinas Operatrizes do CEFET-CE, pelo apoio estrutural.
- A Dr. Tânia Guedes A. Toscano, pela amizade e apoio nos momentos difíceis.
- Aos amigos Alexandre, Eduardo e Temístocles, pelo incentivo, apoio e momentos de descontração.
- Aos bolsistas do ENGESOLDA-UFC, especialmente ao Cleiton, Moisés e Rodrigo, pela paciência e dedicação para a realização deste trabalho.
- Aos funcionários do Laboratório de Máquinas Operatrizes-UFC, Bonfim, Cordeiro e Geová, pelo apoio.
- A ANP/PRH-31, pelo apoio financeiro e pela bolsa.
- Ao CNPq, pelo apoio financeiro.

RESUMO

O aço ABNT 1045 tem aplicação em diversos componentes utilizados na indústria do petróleo. Devido às condições severas de serviço, a ocorrência de quebras e desgastes nestes equipamentos é frequente. A recuperação é feita utilizando-se um processo de soldagem. Porém, aços com médio teor de carbono exigem cuidados, pois o ciclo térmico de soldagem promove uma microestrutura de elevada dureza e baixa tenacidade. Considerando-se este problema, aplicou-se as Técnicas da Dupla e Tripla Camadas, na soldagem do aço ABNT 1045, com eletrodos revestidos AWS E 7018-1 e AWS E 307-16. Para viabilizar o procedimento de soldagem multipasses os resultados obtidos foram aplicados na execução de juntas do tipo semi-V. Realizou-se o amanteigamento em duas camadas, utilizando-se quatro relações de energia (5/5, 5/10, 10/5, 10/10 kJ/cm) para o eletrodo AWS E 307-16 e cinco (5/5, 5/10, 10/5, 10/10, 10/16 kJ/cm) para o eletrodo AWS E 7018-1. Para o eletrodo inoxidável foi realizado também o amanteigamento com três camadas utilizando-se três relações de energia (5/5/5, 5/10/10 e 10/10/10 kJ/cm). Foi feito o levantamento do perfil de microdureza da ZAC da primeira camada do amanteigamento para cada corpo de prova semi-V. Para avaliar a eficiência da técnica quanto à tenacidade foi realizado o ensaio de impacto Charpy-V da ZAC a temperatura ambiente nas condições como soldado e com TTPS. O entalhe dos corpos de prova Charpy foi posicionado na ZAC-GG da primeira camada a 1 mm da zona de ligação (região mais crítica). Foi realizado, também, ensaio de impacto Charpy no metal de solda, localizando o entalhe na região com maior relação percentual entre as zonas colunar e recristalizada. Concluiu-se que as Técnicas da Dupla e da Tripla Camada mostraram-se eficientes, pois para toda as relações de energias aplicadas, utilizando-se os dois tipos de eletrodos, alcançou-se tenacidade semelhante à obtida nos corpos de prova com Tratamento Térmico Pós Soldagem e muito superior a tenacidade do metal de base.

ABSTRACT

In this study, the double and triple layers technique in the ASTM 1045 steel welding was applied with covered AWS E7018-1 and AWS E307-16 electrodes. Semi-V joints welding were employed in both kinds of technique, and electrode. Buttering with two layers were used with five energy ratios: 5/5; 5/10; 10/5; 10/10 and 10/16 kJ/cm for the AWS E7018-1 electrode. In the case of stainless steel AWS 307-16 electrode, the buttering with two and three layers were used in the following energy ratios: 5/5; 5/10; 10/5; 10/10 and 5/5/5; 5/10/10; 10/10/10. It was determined the cross section HAZ microhardness profile of the first layer of the buttering for each semi-V joint. In order to evaluate the efficiency of the applied technique regarding toughness, it was performed the HAZ Charpy-V impact test at 25°C in the as welded and after heat treatment conditions. The weld metal Charpy-V toughness in the as welded conditions was also performed at 25°C. The conclusion of the present study was that the double and triple layer techniques were efficient, since considering all energy ratios applied, using both types of electrodes, the as welded HAZ toughness was similar to values obtained for the HAZ after post welding heat treatment, and much larger than values of the base metal toughness.

ÍNDICE

| | |
|--|-----------|
| ÍNDICE | 1 |
| ÍNDICE DE FIGURAS | 3 |
| ÍNDICE DAS TABELAS | 7 |
| CAPÍTULO 1 | 8 |
| 1 INTRODUÇÃO | 8 |
| CAPÍTULO 2 | 10 |
| 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 10 |
| 2.1 CLASSIFICAÇÃO DO AÇO ABNT 1045 | 10 |
| 2.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO ABNT 1045..... | 10 |
| 2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS RECOMENDADOS PARA O AÇO ABNT 1045 | 10 |
| 2.3.1 Normalização..... | 10 |
| 2.3.2 Recozimento | 10 |
| 2.3.3 Têmpera | 10 |
| 2.3.4 Revenido..... | 11 |
| 2.4 APLICAÇÕES E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ABNT 1045 | 11 |
| 2.5 SOLDAGEM DE REPARO..... | 11 |
| 2.5.1 Soldagem com passe único..... | 12 |
| 2.5.2 Soldagem multipasses | 14 |
| 2.6 FATORES METALÚRGICOS NA SOLDAGEM DOS AÇOS AO C-MN E BAIXA LIGA | 15 |
| 2.6.1 Preaquecimento..... | 23 |
| 2.6.2 Trincas na Solda | 24 |
| 2.7 SOLDAGEM SEM TRATAMENTO TÉRMICO POSTERIOR | 24 |
| 2.8 TESTE DE HIGUCHI | 25 |
| 2.9 TÉCNICA DA DUPLA CAMADA | 28 |
| 2.10 PASSE DE REVENIDO | 30 |
| CAPÍTULO 3 | 32 |
| 3 MATERIAIS E MÉTODOS | 32 |
| 3.1 MATERIAIS | 32 |
| 3.1.1 Eletrodos utilizados..... | 33 |
| 3.1.2 Equipamento para soldagem..... | 34 |
| 3.1.3 Equipamentos para os ensaios metalográficos | 35 |
| 3.1.4 Equipamentos para os ensaios mecânicos | 35 |
| 3.2 METODOLOGIA | 35 |
| 3.2.1 Técnica de Higuchi | 36 |
| 3.2.2 Ensaio em Dupla Camada..... | 38 |
| 3.2.3 Soldagem com Junta Chanfrada | 39 |
| CAPÍTULO 4 | 42 |
| 4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS | 42 |
| 4.1 TESTE DE HIGUCHI | 42 |
| 4.2 ENSAIO EM DUPLA CAMADA..... | 57 |
| 4.2.1 Resultados para o Eletrodo E 7018-1 | 58 |
| 4.2.2 Eletrodo E 307-16..... | 64 |
| 4.3 ENSAIO COM JUNTA SEMI-V | 70 |
| 4.3.1 E 7018-1..... | 71 |

| | | |
|-------------------|---|------------|
| 4.3.2 | <i>E 307-16</i> | 78 |
| 4.4 | ENSAIO DE IMPACTO CHARPY-V | 86 |
| 4.4.1 | <i>Eletrodo AWS E 7018-1</i> | 86 |
| 4.4.2 | <i>Eletrodo AWS E 307-16</i> | 92 |
| CAPÍTULO 5 | | 98 |
| 5 | CONCLUSÕES | 98 |
| CAPÍTULO 6 | | 99 |
| 6 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 99 |
| CAPÍTULO 7 | | 100 |
| 7 | BIBLIOGRAFIA | 100 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 2-1 – Zonas de uma solda com passe único [02 apud 13]. | 13 |
| Figura 2-2 – Superposições de ZACs gerando as zonas frágeis localizadas [13]. | 15 |
| Figura 2-3 – Diagrama de Graville. | 17 |
| Figura 2-4 – Diagramas TRC durante tratamento térmico (linhas pontilhadas) e durante soldagem (linhas cheias) [17]. | 18 |
| Figura 2-5 – Crescimento epitaxial na zona de fusão. As setas nos grãos do metal de base indicam a direção mais fácil de crescimento [17]. | 20 |
| Figura 2-6 – Diagrama de Higuchi para um aço baixo carbono [02]. | 25 |
| Figura 2-7- Identificação da zona dura e da macia [02]. | 26 |
| Figura 2-8 – Esquema de corpo de prova soldado. | 27 |
| Figura 2-9- Superposições das camadas [02]. | 28 |
| Figura 2-10- Esquema das sub-regiões da ZAC em uma soldagem multipasses [10]. | 29 |
| Figura 3-1 – Microestrutura original do aço ABNT 1045. Ataque: Nital 2%, 100x. | 33 |
| Figura 3-2 – Aço ABNT 1045 sem ataque. Inclusões de sulfeto de manganês, 200x. | 33 |
| Figura 3-3- Fonte INVERSAL 300. | 34 |
| Figura 3-4 – Posicionador Automático. | 35 |
| Figura 3-5 – Posições das medições da dureza nos corpos de prova para o teste de Higuchi. | 37 |
| Figura 3-6 – Posições das medições em ensaio com dupla camada. | 39 |
| Figura 3-7–Posição das medições em junta semi-V. | 39 |
| Figura 3-8- Seqüência de deposição. (a) preparação da junta, (b) amanteigamento sobre a face reta do chanfro, (c) posicionamento e preenchimento da junta, (d) posicionamento para a retirada dos corpos de prova Charpy na ZAC e (e) no metal de solda. | 40 |
| Figura 4-1 – Aço ABNT 1045 temperado. Presença de faixas claras. Ataque: nital 2%, 100X. | 43 |
| Figura 4-2 – Perfil de microdureza do Aço ABNT 1045 temperado. | 43 |
| Figura 4-3 – Microestrutura do corpo de prova A5 soldado com uma energia de 5 kJ/cm e eletrodo E 7018-1. Aumento:13X. Ataque: nital 2%. | 44 |
| Figura 4-4 – Microestrutura do corpo de prova A 10 soldado com energia de 10 kJ/cm e eletrodo E 7018-1. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%. | 44 |
| Figura 4-5 - Microestrutura do corpo de prova A 16 soldado com energia de 16 kJ/cm e eletrodo E 7018-1. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%. | 45 |
| Figura 4-6 - Microestrutura do corpo de prova Al 5 soldado com energia de 5 kJ/cm e eletrodo E 307-16. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%. | 45 |
| Figura 4-7 - Microestrutura do corpo de prova Al 10 soldado com energia de 10 kJ/cm e eletrodo E 307-16. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%. | 46 |
| Figura 4-8 - Microestrutura do corpo de prova Al 13 soldado com energia de 13 kJ/cm e eletrodo E 307-16. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%. | 46 |
| Figura 4-9 - Perfil de microdureza para a energia de 4 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 49 |
| Figura 4-10 - Perfil de microdureza para a energia de 5 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 49 |
| Figura 4-11 - Perfil de microdureza para a energia de 6 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 50 |
| Figura 4-12 - Perfil de microdureza para a energia de 7 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 50 |
| Figura 4-13 - Perfil de microdureza para a energia de 9 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 50 |
| Figura 4-14- Perfil de microdureza para a energia de 10 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 51 |
| Figura 4-15– Perfil de microdureza para energia de 12 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 51 |
| Figura 4-16 – Perfil de microdureza para a energia de 13 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 51 |
| Figura 4-17 - Perfil de microdureza para a energia de 16 kJ/cm. AWS E 7018-1. | 52 |
| Figura 4-18 - Perfil de microdureza para a energia de 4kJ/cm. AWS E 307-16. | 52 |
| Figura 4-19 - Perfil de microdureza para a energia de 5 kJ/cm. AWS E 307-16. | 52 |
| Figura 4-20 - Perfil de microdureza para a energia de 6 kJ/cm. AWS E 307-16. | 53 |
| Figura 4-21 - Perfil de microdureza para a energia de 7 kJ/cm. AWS E 307-16. | 53 |

| | |
|---|----|
| Figura 4-22 - Perfil de microdureza para a energia de 8 kJ/cm. AWS E 307-16..... | 53 |
| Figura 4-23– Perfil de microdureza para a energia de 10 kJ/cm. AWS E 307-16..... | 54 |
| Figura 4-24 - Perfil de microdureza para a energia de 11 kJ/cm. AWS E 307-16..... | 54 |
| Figura 4-25 - Perfil de microdureza para a energia de 13 kJ/cm. AWS E 307-16..... | 54 |
| Figura 4-26 – Gráficos de Higuchi utilizando o eletrodo AWS E 7018-1. | 55 |
| Figura 4-27 – Gráficos de Higuchi utilizando o eletrodo AWS E 307-16. | 55 |
| Figura 4-28 – Corpo de prova dupla camada AD 5/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região do detalhe ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 200X. Ataque: nital 2%. | 60 |
| Figura 4-29 – Corpo de prova AD 5/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2 indicada na Figura 3.6, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 60 |
| Figura 4-30 – Corpo de prova AD 5/10. a) Microestrutura resultante do passe lateral, 13X; b) Detalhe ampliado da ZAC-GG, 100X. Ataque: nital 2%. | 61 |
| Figura 4-31 – Corpo de prova AD 5/10. a) Presença de faixa clara, 13X; b) Detalhe ampliado da faixa, 500X. Ataque: nital 2%. | 61 |
| Figura 4-32 – Corpo de prova AD 5/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 61 |
| Figura 4-33 – Corpo de prova dupla camada AD 10/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Detalhe ampliado, 200X. Presença de bainita. Ataque: nital 2%. | 62 |
| Figura 4-34 - Corpo de prova AD 10/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 62 |
| Figura 4-35 – Corpo de prova AD 10/10. a) ZAC entre passes, 13X. b) Detalhe aumentado. Região da ZAC-GG com grão pouco refinado, 100X. Ataque: nital 2%. | 63 |
| Figura 4-36 - Corpo de prova AD 10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 63 |
| Figura 4-37 - Corpo de prova dupla camada AD 10/16. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG refinada, 100X. Ataque: nital 2%. | 64 |
| Figura 4-38 - Corpo de prova AD 10/16. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 64 |
| Figura 4-39 – Corpo de prova dupla camada ADI 5/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região do detalhe ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 250X. Ataque: nital 2%. | 66 |
| Figura 4-40 – Corpo de prova ADI 5/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 66 |
| Figura 4-41 – Corpo de prova ADI 5/10. a) Efeito do passe lateral, 13X; b) Detalhe ampliado da região de ZAC-GG, 100X. Ataque: nital 2%. | 67 |
| Figura 4-42 – ZAC-GG do corpo de prova ADI 5/10. Ataque: nital 2%, 100X..... | 67 |
| Figura 4-43 – a) Corpo de prova ADI 5/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 68 |
| Figura 4-44 – Corpo de prova dupla camada ADI 10/5. a) Regiões do corpo de prova; b) Detalhe ampliado. Presença de bainita. Ataque: nital 2%. | 68 |
| Figura 4-45 - Corpo de prova ADI 10/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 68 |
| Figura 4-46 – Corpo de prova ADI 10/10. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Detalhe ampliado. ZAC-GG com grãos pouco refinados, 100X. Ataque: nital 2%. | 69 |

| | |
|---|----|
| Figura 4-47 - Corpo de prova ADI 10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 69 |
| Figura 4-48 - Corpo de prova dupla camada ADI 13/10. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%. | 70 |
| Figura 4-49 - Corpo de prova ADI 13/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada. | 70 |
| Figura 4-50 - Corpo de prova dupla camada AV 5/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região do detalhe ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%. | 73 |
| Figura 4-51 - Corpo de prova AV 5/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2. | 73 |
| Figura 4-52 - Corpo de prova AV 5/10. a) Efeito do passe lateral, 13X; b) Detalhe ampliado. ZAC-GG, 100X. Ataque: nital 2%. | 74 |
| Figura 4-53 - a) Gráfico microdureza corpo de prova AV 5/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2. | 74 |
| Figura 4-54 - Corpo de prova dupla camada AV 10/5. a) Regiões do corpo de prova; b) Detalhe ampliado. Presença de bainita. Ataque: nital 2%. | 75 |
| Figura 4-55 - ZAC-GG do corpo de prova AV 10/5. Ataque: nital 2%, 100X. | 75 |
| Figura 4-56 - Corpo de prova AV 10/5. Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2. | 76 |
| Figura 4-57 - Corpo de prova AV 10/10. a) ZAC entre passes, 13X. b) Detalhe aumentado. Região da ZAC-GG com grão pouco refinado, 100X. Ataque: nital 2%. | 76 |
| Figura 4-58 - Gráfico microdureza corpo de prova AV 10/10 na posição 1 da Figura 3-6. | 77 |
| Figura 4-59 - Corpo de prova dupla camada AV 10/16. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%. | 77 |
| Figura 4-60 - Corpo de prova AD 10/16. a) Gráfico microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Gráfico de microdureza na posição 2. | 78 |
| Figura 4-61 - Corpo de prova dupla camada AVI 5/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região do detalhe ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%. | 80 |
| Figura 4-62 - Corpo de prova AVI 5/5. a) Gráfico microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Gráfico de microdureza na posição 2. | 80 |
| Figura 4-63 - Corpo de prova AVI 5/10. a) Efeito do passe lateral; b) Detalhe ampliado, 13X. Região da ZAC-GG, 100X. Ataque: nital 2%. | 81 |
| Figura 4-64 - a) Corpo de prova AVI 5/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2. | 81 |
| Figura 4-65 - Corpo de prova dupla camada AVI 10/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Detalhe ampliado, 100X. Ataque: nital 2%. | 82 |
| Figura 4-66 - Corpo de prova AVI 10/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2. | 82 |
| Figura 4-67 - Corpo de prova AVI 10/10. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Detalhe ampliado. ZAC-GG com grãos pouco refinados, 100X. Ataque: nital 2%. | 83 |
| Figura 4-68 - Corpo de prova AVI 10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2. | 83 |
| Figura 4-69 - Corpo de prova dupla camada AVT 5/5/5. a) Regiões da ZAC, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%. | 84 |
| Figura 4-70 - Corpo de prova AVT 5/5/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2. | 84 |
| Figura 4-71 - Corpo de prova dupla camada AVT 5/10/10. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%. | 85 |

| | |
|---|----|
| Figura 4-72 - Corpo de prova AVT 5/10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6 | 85 |
| Figura 4-73 - Corpo de prova dupla camada AVT 10/10/10. a) Regiões da ZAC, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%. | 86 |
| Figura 4-74 - Corpo de prova AVT 10/10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6. b) microdureza na posição 2. | 86 |
| Figura 4-75 – Comparativo da energia de impacto Charpy em corpos de prova com e sem TTPS, soldados com diferentes relações de energia e do material de base como recebido. | 89 |
| Figura 4-76 – Metal de base. Fratura frágil. Presença de inclusões de MnS. | 89 |
| Figura 4-77 – Aspecto da fratura do corpo de prova Charpy do metal de base como recebido. Inclusões próximas ao entalhe, 10X. | 89 |
| Figura 4-78 – Aspectos das fraturas dos corpos de prova Charpy das juntas semi-V. a) AV 5/5 sem TTPS; b) AV 5/5 com TTPS; c) AV 5/10 sem TTPS; d) AV 5/10 com TTPS; e) AV 10/5 sem TTPS; f) AV 10/5 com TTPS; g) AV 10/10 sem TTPS; h) AV 10/10 com TTPS; i) AV 10/16 sem TTPS; j) AV 10/16 com TTPS. 5X. | 90 |
| Figura 4-79 – Corpo de prova AV 5/5. a) sem TTPS. Região mista, com presença de dimples e facetas de clivagem. Inclusão de sulfeto de manganês; b) com TTPS.Região fibrosa. | 90 |
| Figura 4-80 - Corpo de prova AV 5/10. a) sem TTPS. Região frágil. Presença de inclusão. ; b) com TTPS. Região frágil. Facetas de clivagem. | 91 |
| Figura 4-81 - Corpo de prova AV 10/10. a) sem TTPS. Região fibrosa com presença de dimples e facetas de clivagem; b) com TTPS. Escorregamento e facetas de clivagem. | 91 |
| Figura 4-82 - Corpo de prova AV 10/16. a) sem TTPS; b) com TTPS. Região fibrosa com presença de inclusões de sulfeto de manganês. | 91 |
| Figura 4-83 – Posição do entalhe na ZAC-GG. Vista superior. AV 5/10 tratado. 25X. Ataque: nital 2%. | 92 |
| Figura 4-84 – Comparativo da energia de impacto Charpy em corpos de prova com e sem TTPS, soldados com diferentes relações de energia e do material de base como recebido. | 94 |
| Figura 4-85 – Aspecto do metal base do corpo de prova AVT 5/10/10 tratado. Aumento: 100X. Ataque: nital 2%. | 94 |
| Figura 4-86 – Aspectos das fraturas dos corpos de prova Charpy das juntas semi-V. a) AVI 5/5 sem TTPS; b) AVI 5/5 com TTPS; c) AVI 5/10 sem TTPS; d) AVI 5/10 com TTPS; e) AVI 10/5 sem TTPS; f) AVI 10/5 com TTPS; g) AVI 10/10 sem TTPS; h) AVI 10/10 com TTPS; i) AVT 5/5/5 sem TTPS; j) AVT 5/5/5 com TTPS; l) AVT 5/10/10 sem TTPS; m) AVT 5/10/10 com TTPS; n) AVT 10/10/10 sem TTPS; o) AVT 10/10/10 com TTPS. | 95 |
| Figura 4-87 – Corpo de prova AVI 5/5. a) sem TTPS; b) com TTPS. | 96 |
| Figura 4-88 - Corpo de prova AVI 5/10. a) sem TTPS; b) com TTPS. Região frágil. | 96 |
| Figura 4-89 - Corpo de prova AVI 10/10. a) sem TTPS; b) com TTPS. Região de escorregamento. | 96 |
| Figura 4-90 - Corpo de prova AVT 5/5/5. a) sem TTPS; b) com TTPS. Região fibrosa. | 97 |
| Figura 4-91 - Corpo de prova AVT 5/10/10. a) sem TTPS; b) com TTPS. | 97 |
| Figura 4-92 - Corpo de prova AVT 10/10/10. a) sem TTPS; b) com TTPS. | 97 |

ÍNDICE DAS TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1 – Composição química do aço ABNT 1045 (% em massa) [06]..... | 10 |
| Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do aço ABNT 1045 [08]..... | 11 |
| Tabela 3 – Microestrutura do aço ABNT 1045 devido a soldagem e ao tratamento térmico [17]. | 18 |
| Tabela 4 – Composição química do metal de base (% em massa). | 32 |
| Tabela 5 – Composição química dos eletrodos segundo fabricante (% em massa).... | 33 |
| Tabela 6- Parâmetros de soldagem para o Teste de Higuchi – AWS E 7018-1 | 37 |
| Tabela 7 - Parâmetros de soldagem para o Teste de Higuchi - AWS E 307 -16. | 37 |
| Tabela 8 - Parâmetros de soldagem para o ensaio de dupla camada. E 7018-1. | 38 |
| Tabela 9 - Parâmetros de soldagem para o ensaio de dupla camada. E 307-16. | 38 |
| Tabela 10 – Parâmetros de soldagem do amateigamento para E 7018-1..... | 40 |
| Tabela 11– Parâmetros de soldagem do amateigamento para E 307-16..... | 41 |
| Tabela 12 – Parâmetros de soldagem para o preenchimento da junta..... | 41 |
| Tabela 13 – Valores de reforço e penetração para E 7018-1..... | 47 |
| Tabela 14 - Valores de reforço e penetração para E 307-16 | 48 |
| Tabela 15 – Valores de Δ para as diversas relações de energia para E 7018-1..... | 56 |
| Tabela 16 - Valores de Δ para as diversas relações de energia para E 307-16. | 56 |
| Tabela 17 – Relações de energia selecionadas para os eletrodos E 7018-1 e E 307-16. | 57 |
| Tabela 18 – Resultados do Ensaio de Impacto Charpy-V utilizando AWS E 7018-1... | 88 |
| Tabela 19 – Resultados do Ensaio de Impacto Charpy-V utilizando AWS E 307-16... | 93 |

CAPÍTULO 1

1 Introdução

O aço ABNT 1045 é empregado em diversos componentes da indústria do petróleo, tais como eixos de ventiladores e de bombas das torres de destilação. Devido a severas condições de serviço, ocorre com frequência a quebra ou desgaste destes eixos. Nestes casos, utiliza-se o processo de soldagem com eletrodo revestido para a realização do reparo. No entanto, esses aços são temperáveis e produzem martensita quando austenitizados e resfriados rapidamente, sendo necessário um tratamento térmico posterior à soldagem. Tais tratamentos térmicos, muitas vezes, tornam-se inviáveis devido a questões técnicas (o tamanho excessivo da peça, por exemplo) e aos custos envolvidos na operação. Em alguns casos, o equipamento pode ficar fora de uso por um longo período, o que dependendo da sua localização, como o eixo de uma bomba da torre destilação, por exemplo, pode ocasionar numa parada da refinaria. Dados da ULUB, refinaria de óleo da LUBNOR, apontam para um prejuízo de até US\$ 50 mil/dia de parada. Refinarias de maior porte podem chegar a este valor por hora de parada.

Uma técnica que tem sido bastante estudada, para realização do reparo com solda, é a técnica da dupla camada, onde, através da aplicação de uma relação adequada de energias de soldagem entre as duas camadas, procura-se obter uma sobreposição dos ciclos térmicos, de tal forma que ocorra revenimento e refino na zona afetada pelo calor do primeiro passe.

A técnica da dupla camada foi empregada em vários trabalhos voltados para o setor de petróleo e gás. Cita-se a seguir, alguns exemplos.

- No reparo de aços 5Cr-0,5Mo [01], utilizados em vasos de pressão a altas temperaturas e altas pressões de hidrogênio. Conseguiu-se melhora na tenacidade deste aço com a aplicação da técnica.
- Em aços ABNT 4140 [02], utilizados na fabricação de elementos de máquinas de alta resistência. Conseguiram-se melhoras na tenacidade da ZAC.
- Em aços ABNT 4340 [03], também utilizados na fabricação de elementos de máquinas de alta resistência. Alcançaram-se bons resultados de tenacidade utilizando-se uma relação de energia de 2:1.

- Na soldagem dissimilar do aço CA - 6NM, desenvolvido por Henke [04]. São aços utilizados para a fabricação de rotores de turbinas hidráulicas devido as suas características de resistência mecânica e resistência à cavitação. A técnica da dupla camada não se mostrou adequada para esse aço.

Apesar do avanço da técnica da dupla camada, ainda existem dificuldades na escolha dos critérios adequados para a realização da soldagem e falta de dados sobre o desempenho em serviço dos componentes reparados.

Com este trabalho, pretende-se contribuir com o avanço da utilização da Técnica da Dupla Camada, na soldagem e recuperação de peças de aços ao C-Mn e baixa liga. O seu objetivo principal é avaliar a aplicação da Técnica da Dupla Camada para o aço ABNT 1045, empregando o processo de soldagem com eletrodo revestido.

CAPÍTULO 2

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Classificação do aço ABNT 1045

O aço ABNT 1045 segundo a NBR 172/2000 é classificado como aço para construção mecânica, ao carbono e especial. Esta última consideração deve-se às exigências de ensaio de impacto no estado temperado e revenido [05].

2.2 Composição química do aço ABNT 1045

De acordo com a norma NBR NM 87/2000, que estabelece as composições químicas dos aços para construção mecânica, o aço ABNT 1045 deve apresentar a composição química descrita na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do aço ABNT 1045 (% em massa) [06].

| C | Mn | P _{máx.} | S _{máx.} | Si |
|-----------|-----------|-------------------|-------------------|-----------|
| 0,43-0,50 | 0,60-0,90 | 0,040 | 0,050 | 0,10-0,60 |

2.3 Tratamentos Térmicos Recomendados para o aço ABNT 1045

Os aços de construção ao carbono quase sempre são utilizados no estado de fornecimento sem qualquer tratamento térmico. Com a intenção de se obter melhores características para a peça, no entanto, recorre-se a tratamentos térmicos convencionais, como os citados a seguir [07].

2.3.1 Normalização

Aquecer entre 840 a 870 °C, manter, em média, por 20 minutos por cada centímetro de espessura da peça nesta faixa de temperatura e resfriar ao ar.

2.3.2 Recozimento

Aquecer entre 650 e 700 °C, manter, em média, por 20 minutos por cada centímetro de espessura da peça nesta faixa de temperatura e resfriar no forno.

2.3.3 Têmpera

Aquecer entre 820 a 850 °C, manter nesta faixa de temperatura por 5 a 10 minutos por cada centímetro de espessura da peça e resfriar em água.

2.3.4 Revenido

Aquecer a peça entre 530 a 670 °C e permanecer nesta temperatura por no mínimo 1 hora.

2.4 Aplicações e propriedades mecânicas do aço ABNT 1045

O aço ABNT 1045 é utilizado, dentre outras aplicações, em eixos de bombas das torres de destilação e em eixos de ventiladores que são empregados nas refinarias do setor de petróleo e gás, geralmente sofrendo desgaste devido ao ambiente agressivo ao qual são expostos.

Devido o aço ABNT 1045 apresentar entre 0,43 a 0,50% de carbono, quando submetido a ciclos térmicos de soldagem desenvolve elevada dureza na zona afetada pelo calor (ZAC) e apresenta baixa resistência ao revenimento.

A Tabela 2 mostra as propriedades mecânicas do aço ABNT 1045 em função da temperatura de revenimento.

Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do aço ABNT 1045 [08].

| Temperatura de Revenido °C | Limite de resistência à tração (MPa) | Alongamento Em 50 mm (%) | Estricção (%) | Dureza Brinell (HB) |
|----------------------------|--------------------------------------|--------------------------|---------------|---------------------|
| 205 | 1132 | 09 | 33 | 363 |
| 260 | 1111 | 11 | 35 | 352 |
| 315 | 1070 | 09 | 39 | 341 |
| 370 | 1029 | 15 | 43 | 331 |
| 425 | 967 | 08 | 47 | 311 |
| 480 | 906 | 18 | 50 | 293 |
| 540 | 823 | 20 | 52 | 277 |
| 595 | 768 | 22 | 55 | 255 |
| 650 | 720 | 24 | 57 | 241 |

2.5 Soldagem de reparo

A realização da soldagem de reparo segue o mesmo princípio da soldagem de fabricação, embora sejam necessários cuidados extras no que diz respeito a sua execução [09].

Às vezes, existem restrições à utilização do procedimento de soldagem original devido ao componente não poder ser movido, impedindo que a soldagem seja realizada na posição plana ou impossibilitando o uso de tratamento térmico posterior à soldagem (TTPS). Ainda há restrições quando, após a soldagem de um equipamento em campo é necessário um TTPS e este tratamento torna-se inviável.

Na ausência de um tratamento térmico pós-soldagem, existem técnicas para o refino de grão que provocam melhorias no nível de tenacidade da ZAC. Quanto ao metal de solda, devem ser utilizados consumíveis que resultem numa microestrutura contendo ferrita acicular, ou deve ser utilizada uma técnica de soldagem multipasses que permita obter uma estrutura refinada [10].

A ação do ciclo térmico de soldagem provoca alterações microestruturais ao metal de base original. Quando se trata de solda com um passe só os problemas gerados por estas alterações microestruturais só podem ser solucionados através de tratamentos térmicos pós-soldagem.

Na soldagem multipasses as referidas regiões da solda são submetidas a ciclos térmicos múltiplos devido aos vários passes. Isto provoca novas alterações nas microestruturas destas regiões. Neste caso, o calor gerado pelo ciclo térmico de um passe pode ser aproveitado para fazer um tratamento térmico no passe anterior, evitando muitas vezes o tratamento pós-soldagem [02].

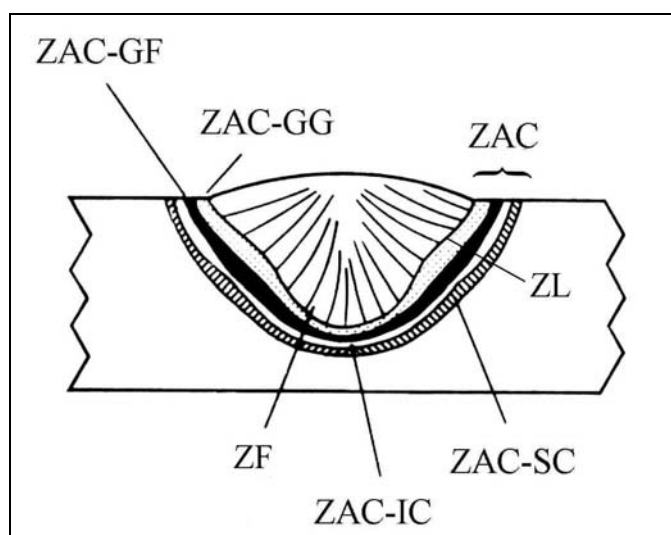
2.5.1 Soldagem com passe único

Na soldagem com passe único, a solda é dividida em três regiões: zona fundida (ZF) constituída pelo metal fundido; zona de ligação (ZL), constituída por uma estreita região onde ocorre uma fusão parcial do metal base junto à zona fundida e a zona afetada pelo calor (ZAC), região do metal base que sofreu alterações microestruturais causadas pelo calor da soldagem. A ZAC dos aços pode ainda ser subdividida nas regiões descritas a seguir [02, 11, 12], ilustradas na Figura 2-1.

- ZAC de grãos grossos (ZAC-GG) – trata-se da região adjacente à ZL, que é aquecida a temperaturas entre 1200 e 1500 °C, transformando-se totalmente em austenita. Devido à elevada velocidade de aquecimento provocada pelos ciclos térmicos de soldagem, as temperaturas são diferentes das correspondentes temperaturas obtidas pelo diagrama de transformação (A_{C1} e A_{C3}). As temperaturas próximas à ZL estão bem acima da temperatura A_{C3} , isso provoca um super aquecimento da austenita, resultando em uma microestrutura de grãos grosseiros de elevada temperabilidade.
- ZAC de grãos finos (ZAC-GF) – Esta região é aquecida entre 900 e 1200 °C. e é caracterizada pelo seu menor tamanho de grão. Quanto mais afastada da ZL, menor o tamanho de grão da austenita, o que reduz a sua temperabilidade e pode causar a sua transformação em ferrita produzindo

ZAC intercrítica (ZAC-IC) – região da ZAC aquecida entre A_{C1} e A_{C3} . Nesta faixa de temperatura a microestrutura corresponde a uma mistura de austenita, ferrita e constituintes não transformados. Ocorre refino de grão ao final do resfriamento.

ZAC subcrítica (ZAC-SC) – Encontra-se entre 500 e 700 °C. Como a temperatura de pico é menor do que A_{C1} não são observadas mudanças estruturais visíveis. Na soldagem dos aços temperáveis, o aporte térmico provoca um revenimento na microestrutura.



O pico de temperatura da zona fundida excede o ponto de fusão do metal base. A composição química do metal de solda depende da escolha dos consumíveis, da taxa de diluição do metal base e das condições de soldagem.

A composição química da ZAC permanece inalterada por uma larga faixa onde o pico de temperatura não atingiu o ponto de fusão do metal base. Todavia, ocorre

uma mudança considerável na microestrutura durante a soldagem devido ao severo ciclo térmico. O metal imediatamente vizinho à zona fundida é aquecido dentro do campo austenítico, onde, os precipitados que se formaram em processos anteriores são geralmente dissolvidos. Desta forma, o papel exercido por eles, de evitar o crescimento do grão da austenita em temperaturas elevadas (efeito cinturão), deixa de existir e a austenita experimenta um substancial crescimento de grão, produzindo a região grosseira da ZAC. O tamanho médio do grão austenítico, que é função do pico de temperatura atingido, decresce com o aumento da distância da zona fundida [02].

2.5.2 Soldagem multipasses

A soldagem multipasses é mais complexa devido à presença de zonas reaquecidas dentro da zona fundida, conforme mostra a Figura 2-2 . O refino parcial da microestrutura pelo passe subsequente aumenta a heterogeneidade na microestrutura e nas propriedades mecânicas da peça soldada. A reaustenitização e o aquecimento subcrítico podem ter um profundo efeito nas subseqüentes estruturas e propriedades da ZAC. A diminuição da tenacidade relaciona-se com pequenas regiões dentro da ZAC-GG, com ductilidade limitada e baixa resistência à clivagem, sendo conhecidas como zonas frágeis localizadas (ZFL). Estas zonas são constituídas por várias outras zonas como a ZAC-GG inalterada, ZAC-GG reaquecida intercriticamente (ZAC-GGRI) e ZAC-GG reaquecida subcriticamente (ZAC-GGRS) [02]. Próximo à zona de ligação, as ZFLs podem estar alinhadas, como mostra o detalhe na Figura 2-2. Este alinhamento facilita a propagação de trincas, considerando-se que muitas fraturas ocorrem ao longo da zona de ligação [13].

A soldagem multipasses apresenta algumas vantagens sobre a soldagem de passe único, que serão descritas a seguir [14].

- Devido aos ciclos térmicos de reaquecimento, cada passe subsequente provoca uma normalização e um refino dos grãos da camada anterior.
- O ciclo térmico provoca revenimento no metal de solda, diminuindo as tensões residuais do passe anterior.
- Devido ao calor gerado pelos ciclos térmicos do passe anterior ocorre uma redução da taxa de resfriamento do metal de base.

A técnica da dupla camada é uma das principais alternativas de reparo por soldagem multipasses, que objetivam dispensar o TTPS. Tal técnica é realizada através de procedimentos de soldagem especificados e controlados, aproveitando os ciclos térmicos da soldagem para tratar termicamente a ZAC do metal de base, de

modo a obter uma microestrutura adequada, com os requisitos mínimos de tenacidade e de dureza máxima. Esses requisitos são definidos com o objetivo de garantir a integridade dos componentes reparados e ainda prevenir a fratura frágil, as trincas de reaquecimento e as trincas de corrosão sob tensão [10].

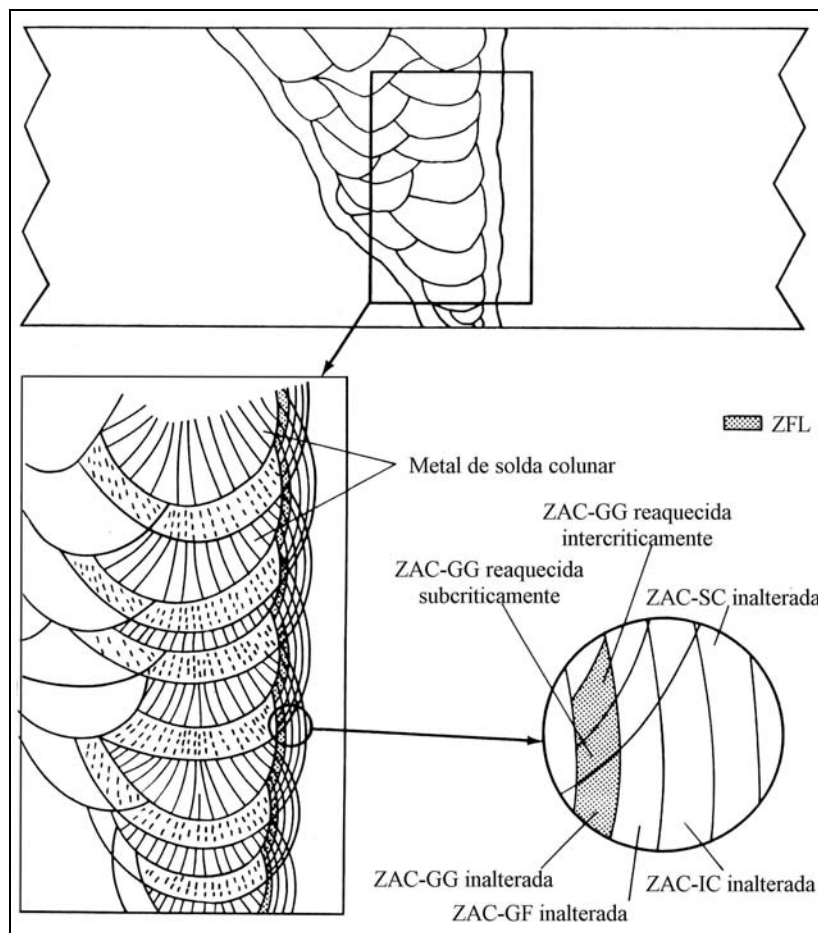


Figura 2-2 – Superposições de ZACs gerando as zonas frágeis localizadas [13].

2.6 Fatores Metalúrgicos na soldagem dos aços ao C-Mn e baixa liga

A temperabilidade, as microestruturas do metal de solda, as microestruturas da ZAC, a composição química do aço e a presença de inclusões não metálicas são alguns dos fatores metalúrgicos na soldagem dos aços. A seguir, serão abordados os principais fatores metalúrgicos que devem ser observados na soldagem.

1. Temperabilidade

A temperabilidade tem sido usada como um indicador de soldabilidade e como um guia para a seleção de materiais e processos, de forma a evitar um excessivo endurecimento e, conseqüentemente, a ocorrência de trincas na ZAC. Aços com alta temperabilidade proporcionam uma elevada fração volumétrica de martensita na ZF e

na ZAC. Como se sabe, dependendo do seu teor de carbono, essa microestrutura pode ser altamente susceptível a trincas induzidas por hidrogênio [09].

Várias equações empíricas foram desenvolvidas experimentalmente para expressar a soldabilidade dos aços. Equações do carbono equivalente (CE) foram as primeiras expressões utilizadas para estimar a susceptibilidade a trincas do aço no processo de soldagem e também para determinar a necessidade de preaquecimento e pós-aquecimento para evitar estas trincas. Estas equações contemplam os efeitos de diversos elementos químicos na temperabilidade do aço. O International Institute of Welding – IIW propôs a seguinte equação para o carbono equivalente:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (1)$$

Observando a Equação 1, percebe-se que o carbono é o elemento que mais afeta a soldabilidade do aço. Além do carbono equivalente, deve-se considerar também o nível de tensão atuantes na região da solda. Isto se torna especialmente crítico quando as peças a serem soldadas apresentam grandes espessuras.

O diagrama de Graville [15], representado na Figura 2-3, mostra a susceptibilidade a trincas induzidas por hidrogênio em função do teor de carbono e do carbono equivalente. Nessa figura a zona I é própria dos aços de baixo carbono e baixa temperabilidade, os quais não são muito susceptíveis a trincas induzidas por hidrogênio. Na zona II os aços têm carbono mais alto que os da zona I, mas ainda apresentam baixa temperabilidade, sendo, portanto, possível evitar microestruturas sensíveis a trincas pelo controle do resfriamento da ZAC. Isso pode ser alcançado através do controle da energia de soldagem e da utilização de preaquecimento. Na zona III, os aços têm elevados teores de carbono e a temperabilidade alta, podendo facilmente produzir microestruturas sensíveis às trincas. Para se evitar as trincas induzidas por hidrogênio nessa zona, deve-se usar processos de baixo hidrogênio, preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem [02 apud 18].

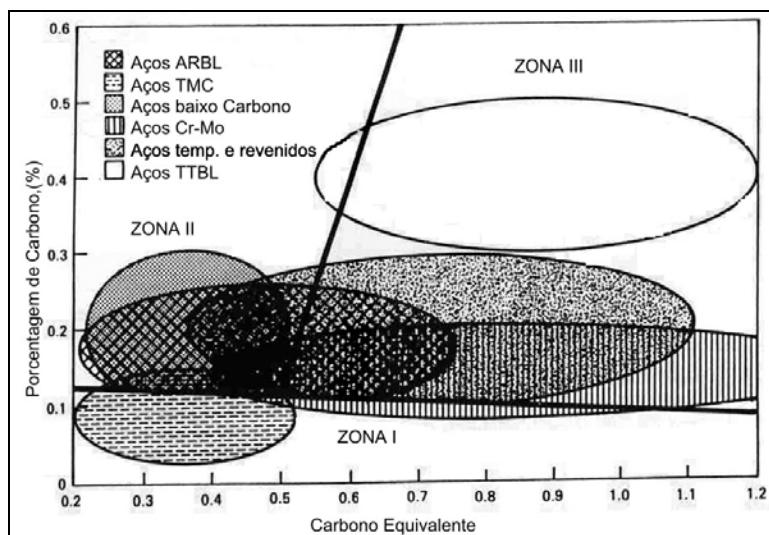


Figura 2-3 – Diagrama de Graville.

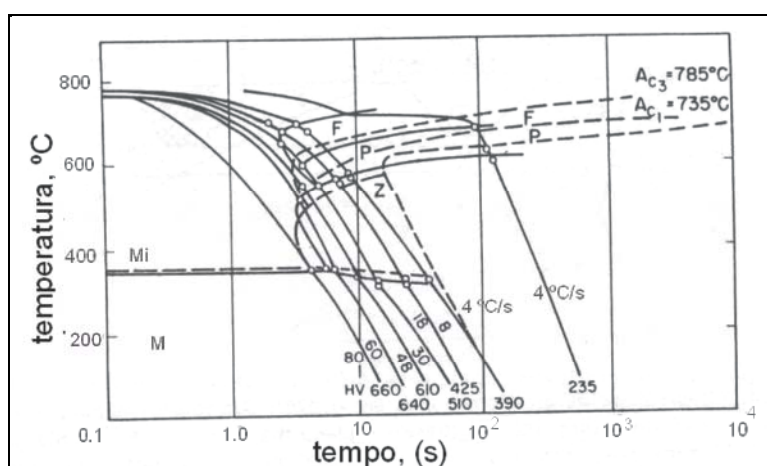
Através da Figura 2-3, observa-se que os aços com médio teor de carbono se enquadram na zona II, requerendo, portanto, um controle de resfriamento da ZAC quando soldados. Os aços de baixo carbono, de espessuras finas, são facilmente soldados. Quando se trata de aços de grandes espessuras, são necessários alguns cuidados devido a maior velocidade de resfriamento possibilitar a formação de microestruturas frágeis. Os aços menos susceptíveis a trincas induzidas por hidrogênio estão situados no canto inferior esquerdo da Figura 2-3, zona I. Essa figura representa a temperabilidade dos aços. Existem vários outros aspectos de soldabilidade a serem considerados [13].

Os aços com carbono equivalentes menor que 0,45%, de uma forma geral, não apresentam problemas de trincas, onde o uso do preaquecimento torna-se dispensável. Quando o carbono equivalente encontra-se entre 0,45 e 0,60%, é provável a ocorrência de trincas na soldagem, sendo recomendado um preaquecimento na faixa de 95 a 400 °C. Para um carbono equivalente maior que 0,60%, existe uma alta probabilidade de haver trincas na solda, requerendo, portanto, preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem para se obter uma solda saudável [13].

A estrutura da ZAC de granulação grosseira de um dado aço pode ser prevista com a utilização de diagramas de Transformação de Resfriamento Contínuo (TRC) desenvolvidos especialmente para a soldagem. Eles são semelhantes aos diagramas TRC usuais, exceto pela sua elevada temperatura de austenitização, em torno de 1300°C. O diagrama TRC para a ZAC apresenta características que afetam o tamanho

do grão austenítico e sua homogeneidade, dificultando a sua aplicação para prever a microestrutura da ZAC de uma solda real [16].

Na Figura 2-4 tem-se o diagrama TRC para o aço ABNT 1045. Percebe-se que próximo à temperatura de início de transformação da martensita, M_i , para uma mesma taxa de resfriamento, a curva de transformação para soldagem desloca-se para direita em relação à curva de transformação de tratamento térmico, desta maneira, a probabilidade de formar martensita neste aço é maior na soldagem do que durante o tratamento térmico. Um exemplo, mostrado na Tabela 3, com dados retirados da Figura 2-4, indica que para uma taxa de resfriamento de 30°C/s , pode ser obtido 92% de martensita na soldagem e somente 69% no tratamento térmico. Isto pode estar relacionado ao crescimento de grão da austenita que pode acontecer durante a soldagem, diminuindo a área de contorno de grão disponível para a nucleação dos constituintes intermediários durante o resfriamento [17].



estiver posicionado mais fácil será a formação de martensita, portanto, pior a soldabilidade.

A composição química do metal de base, o tamanho do grão da austenita e a sua homogeneidade são os fatores que influenciam na posição do diagrama TRC. Considerando-se à composição química do aço, todos os elementos tradicionalmente utilizados na fabricação dos aços, exceto o cobalto, deslocam o diagrama para a direita, como aumentam o tempo de incubação da austenita, retardam o início de transformação em produtos como ferrita e perlita, facilitando, assim, a formação de martensita [02, 13, 18].

Os contornos de grãos constituem um local preferencial para a nucleação de novas fases. Quanto maior o tamanho do grão austenítico menor a quantidade de contorno por unidade de volume, portanto, maior o tempo de incubação da austenita e maior a temperabilidade do aço. Este fato justifica a facilidade da ZAC-GG em formar martensita .

Uma austenita não homogênea, com carbonetos, carbonitreto, nitreto, óxidos e sulfetos não dissolvidos, apresenta um tempo de incubação menor, influenciando sobre a posição do diagrama TRC, pois estas heterogeneidades funcionam como sítios para a nucleação da ferrita.

O resfriamento rápido tem o mesmo efeito dos elementos que aumentam a temperabilidade. O oposto ocorre quando uma baixa velocidade de resfriamento atua num determinado ponto da solda, favorecendo a nucleação de ferrita em sítios existentes, diminuindo, assim, a possibilidade de formação de martensita.

Uma vez que a velocidade de resfriamento varia de ponto a ponto na ZAC e cada curva de resfriamento cruza o diagrama em locais específicos, a ZAC apresenta microestruturas diferentes a cada ponto. Próximo à linha de fusão, na soldagem dos aços ao C-Mn e baixa liga as microestruturas prováveis são martensita e bainita para um carbono equivalente adequado [02 apud 13].

2. Microestrutura do Metal de Solda

As condições em que ocorre a solidificação do metal de solda dependem da forma da poça de fusão e da composição química do metal de solda. A forma da poça de fusão depende da relação entre a velocidade de soldagem e a velocidade de solidificação. A energia de soldagem determina o volume de metal fundido, a taxa de diluição, a intensidade das reações físico-químicas metalúrgicas e, portanto, a composição química do metal de solda, bem como as condições térmicas em que a solidificação ocorre [02 apud 13].

A composição química do metal de solda, o gradiente de temperatura, a forma da poça de fusão, a velocidade de resfriamento e a velocidade de solidificação são fatores inter-relacionados com a energia de soldagem, que afetam a microestrutura do metal de solda e a tolerância da solda a trincas a quente.

Durante a soldagem, o metal base é banhado pelo metal fundido da poça na zona de ligação e sendo de composição similar, age como um substrato ideal sobre o qual o crescimento do sólido pode ocorrer. Assim, ocorre o prolongamento de fase sólida, porque os átomos do líquido meramente liberam seu calor latente de fusão e ocupam sua posição na estrutura cristalina local. Este mecanismo de solidificação é conhecido como crescimento epitaxial, ilustrado na Figura 2-5 [17].

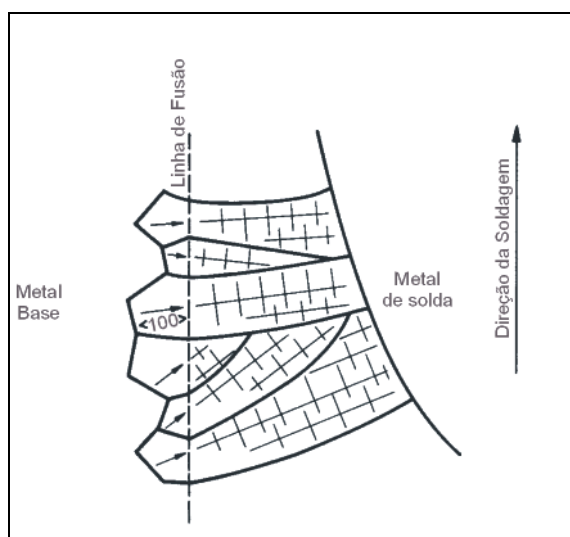


Figura 2-5 – Crescimento epitaxial na zona de fusão. As setas nos grãos do metal de base indicam a direção mais fácil de crescimento [17].

Deste crescimento resulta uma estrutura de grãos colunares grandes facilitam a propagação de trincas. O crescimento epitaxial colunar é particularmente prejudicial em soldas multipasses, onde os grãos podem se estender de uma camada de solda para outra. A forma alongada de uma poça de fusão produz grãos colunares largos que se encontram no centro do cordão de solda e formam um ângulo elevado com a linha de centro do cordão. A propagação de trincas ocorre ao longo dessa linha de centro, devido às impurezas, que segregam para essa região, à concentração de tensões nas inclusões e ainda, às tensões de contração desenvolvidas na solidificação [02, 17].

O metal de solda de um aço pode sofrer várias reações após a solidificação, que são influenciadas, principalmente, pela sua composição química e pelo ciclo térmico imposto ao metal de solda. Por exemplo, nos aços estruturais o metal de solda

se solidifica na forma de ferrita δ . Na temperatura peritética ocorre uma reação peritética onde o líquido remanescente mais a ferrita δ se transformam em austenita. Continuando o resfriamento a austenita se transforma em ferrita α . Durante esta transformação, primeiro forma-se a ferrita proeutetóide ao longo dos contornos dos grãos da austenita, conhecida como ferrita de contorno de grão. Em seguida desenvolve-se a ferrita com placas laterais em forma de longas ripas que se projetam na forma alotriomorfa [02, 11, 19].

Durante a formação da ferrita proeutetóide, o carbono é rejeitado continuamente da fase ferrítica, enriquecendo a austenita remanescente que, mais adiante, se transforma numa variedade de constituintes tais como: martensita (eskorregada ou maclada), bainita (superior e inferior) e perlita. Pode, ainda, no final do processo, restar uma parte de austenita não transformada, denominada de austenita retida ou residual [02 apud 13].

3. Microestruturas da Zona Afetada pelo Calor – ZAC

A microestrutura da ZAC resulta das transformações estruturais do metal de base ocasionadas pelos ciclos térmicos e deformações associadas com a soldagem.

A ZAC é uma região localizada entre a zona de ligação e o metal de base não afetado pelo ciclo térmico de soldagem (Figura 2-1). A sua largura pode ser determinada pela equação abaixo:

$$\frac{1}{T_M - T_O} = \frac{4,13 \cdot \rho \cdot C \cdot e \cdot Y}{E_{liq}} + \frac{1}{T_f - T_O} \quad (2)$$

Onde,

Y = largura da ZAC, mm.

T_M = temperatura máxima a uma distância Y, °C.

T_O = temperatura de preaquecimento, °C.

T_f = temperatura de fusão ou temperatura líquidus, °C.

e = espessura da peça, mm.

ρC = calor específico volumétrico, J/mm³ °C

E_{liq} = energia de soldagem, J/mm, dada pela equação 3:

$$E_{liq} = \frac{U \cdot I}{v_s} \cdot \eta_T \quad (03)$$

Onde:

U = tensão de soldagem (V);

I = corrente de soldagem (A);

v_s = velocidade de soldagem (mm/s)

η_T = rendimento térmico do processo.

A temperatura de crescimento de grão do metal de base e o ciclo térmico de soldagem são uns dos principais fatores que controlam o tamanho de grão austenítico. A região de granulação grosseira corresponde a porções do metal de base aquecidas acima de sua temperatura de crescimento de grão, tendo uma microestrutura caracterizada pelo seu tamanho de grão austenítico e sua estrutura secundária resultante da decomposição da austenita. Com relação ao ciclo térmico, quanto maior for a energia de soldagem mais grosseira será a granulação desta região e maior a sua extensão [16].

O tipo de microestrutura da ZAC de granulação grosseira (ZAC-GG) depende dos teores de carbono e de elementos de liga no aço, do tamanho do grão austenítico e da velocidade de resfriamento.

A região da ZAC-GF encontra-se logo após a ZAC-GG e é caracterizada por uma estrutura de grãos refinados. Não é uma região considerada problemática para a maioria dos aços, exceto para os temperados e revenidos, pois pode apresentar menor resistência mecânica que o metal de base.

A região intercrítica (ZAC-IC), posicionada após a ZAC-GF, em decorrência de elevadas temperaturas possui uma parte da sua estrutura transformada em austenita que em função da velocidade de resfriamento pode transformar-se em martensita.

A região subcrítica (ZAC-SC) apresenta uma pequena esferoidização da perlita. Em aços temperados e revenidos pode ocorrer um super revenimento da ZAC ocasionando numa ZAC-IC mais extensa com dureza menor do que a do metal de base [02 apud 16].

2.6.1 Preaquecimento

Temperatura de preaquecimento é a temperatura em que toda a peça ou parte desta, onde a solda será realizada, é colocada antes do início da operação de soldagem [16].

Assim como a energia de soldagem, a utilização de preaquecimento provoca uma diminuição na velocidade de resfriamento e nos gradientes térmicos.

A velocidade de resfriamento (V_r) numa determinada região da ZAC pode ser expressa pelas Equações 4 e 5 abaixo [13].

$$V_r = \frac{2 \cdot \pi \cdot k \cdot (T_c - T_o)^2}{E_{liq}} \Rightarrow \text{Chapa grossa} \quad (04)$$

$$V_r = 2 \cdot \pi \cdot k \cdot \rho \cdot C \cdot \left(\frac{e}{E_{liq}} \right)^2 \cdot (T_c - T_o)^3 \Rightarrow \text{Chapa fina} \quad (05)$$

Onde:

V_r = velocidade de resfriamento na temperatura T_c ($^{\circ}\text{C}$);

k = condutividade térmica do material ($\text{J}/\text{mm} \cdot \text{s} \cdot ^{\circ}\text{C}$);

T_c = temperatura de interesse ($^{\circ}\text{C}$)

T_o = temperatura de preaquecimento ($^{\circ}\text{C}$);

e = espessura da peça (mm);

$\rho \cdot C$ = calor específico volumétrico (J/mm^3);

E_{liq} = energia de soldagem (J/mm) dada pela Equação 03

O critério para a definição de chapa grossa ou fina é dado pela Equação 06 abaixo [13].

$$\tau = e \cdot \sqrt{\frac{\rho \cdot C \cdot (T_c - T_o)}{E_{liq}}} \quad (06)$$

Quando $\tau > 0,9$ considera-se a chapa grossa e quando $\tau < 0,6$ a chapa é considerada fina. Para valores entre 0,6 e 0,9 a situação é considerada indefinida e neste caso sugere-se o cálculo da velocidade de resfriamento nos dois casos para depois se escolher a mais segura para o material.

Uma elevada temperatura de preaquecimento diminui a velocidade de resfriamento e a quantidade de fases duras no metal de solda. Na soldagem de aços temperáveis, a determinação da velocidade de resfriamento crítica (V_{rc}) é muito importante para que não ocorram trincas no metal base. Esta velocidade pode ser expressa pela Equação 07 [19].

$$V_{rc} (^{\circ}F/s) = \frac{6,598}{(CE_{IIW} - 0,3074)} - 16,26 \quad (07)$$

Observa-se que quanto maior o carbono equivalente do aço, menor é a velocidade crítica permitida; que com carbono equivalente menor ou igual a 0,3, o aço não apresenta problemas com o resfriamento rápido. Quando é aplicado o preaquecimento, a velocidade de resfriamento diminui, podendo ser menor que a velocidade V_{rc} , evitando a formação de trincas na solda.

A temperatura ideal de preaquecimento para evitar a formação de martensita é cerca de 25 °C acima da temperatura de início de formação da martensita [19]. Após a soldagem, o material permanecendo um certo tempo nessa temperatura possibilita a transformação da austenita em bainita resultando num menor nível de tensões internas.

2.6.2 Trincas na Solda

As trincas são consideradas uns dos tipos mais sérios de descontinuidades em soldas. Estas se desenvolvem quando tensões de tração atuam em um material fragilizado, isto é, incapaz de absorver estas tensões por deformação.

Os tipos de trincas que podem ser desenvolvidas são normalmente classificados em função da sua localização na solda como: trinca de cratera, trinca transversal na ZF, trinca transversal na ZAC, longitudinal na ZF, trinca de margem, trinca sob o cordão, trinca na zona de ligação e trinca na raiz da solda.

Em aços carbono ferríticos podem ocorrer com mais frequência, as trincas induzidas pelo hidrogênio e as trincas de reaquecimento [16, 20].

2.7 Soldagem sem tratamento térmico posterior

Os aços temperáveis, quando soldados, apresentam estruturas martensíticas não revenidas de elevada dureza e baixa tenacidade que, associadas às tensões residuais, podem gerar trincas. Como prevenção, realiza-se um tratamento térmico para aliviar as tensões internas e melhorar as propriedades mecânicas.

A soldagem destes aços sem tratamento térmico posterior constitui um recurso atrativo, pois elimina os tratamentos térmicos, que, em geral, são caros e demorados devido ao tempo de permanência no forno podendo, ainda, apresentar dificuldades quando realizadas em grandes estruturas.

2.8 Teste de Higuchi

O teste de Higuchi [21] tem por objetivo prático, conhecer o alcance das regiões revenidas (macias) e de retêmpera (duras) ao longo da ZAC. Este teste consiste em fazer uma simples deposição de solda sobre uma placa do metal base, no estado temperado e não revenido onde, na seção transversal do cordão, levanta-se o perfil de microdureza da ZAC. Através desse perfil, identificam-se as regiões retêmperadas (duras) e revenidas (macias), bem como suas extensões para as diversas energias de soldagem utilizadas. Com base nos perfis de microdureza da ZAC e nos valores de reforço e penetração do cordão de solda, são construídos os gráficos de Higuchi como exemplificado na Figura 2-6, para um aço baixo carbono.

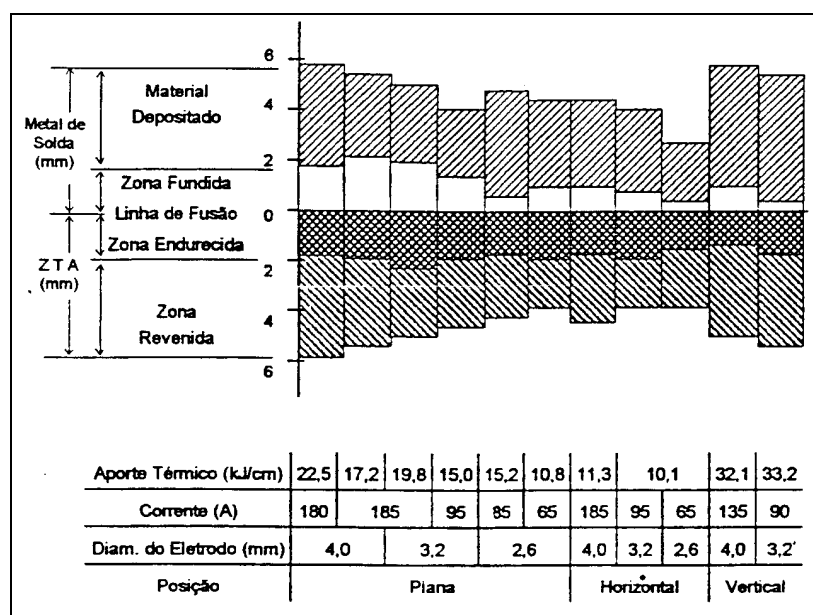


Figura 2-6 – Diagrama de Higuchi para um aço baixo carbono [02].

Para se determinar as extensões das zonas duras e macias, assume-se que: a zona dura (ZD) se estende da zona de ligação, onde $X = 0$, e vai até a distância em que a dureza medida corresponde com a dureza do metal base. A zona macia (ZM) se estende deste ponto (final da zona dura) e vai até a distância em que a dureza se iguala a do metal base (Figura 2-7) [02].

Com relação ao diagrama de equilíbrio dos aços ferríticos, a zona endurecida deve ser formada pelo intervalo de temperatura que vai de aproximadamente 1100 °C até a temperatura da linha de fusão que corresponde à zona de crescimento de grão e retêmpera, enquanto a zona macia deve ser formada pela região de grão fino (entre 1100 °C e a isoterma A_{C3} , onde ocorre o refino), pela região intercrítica (entre as isotermas A_{C3} e A_{C1} , onde ocorre o refino parcial e o revenido) e por uma região abaixo de A_{C1} (onde ocorre apenas o revenimento da estrutura). Portanto, a zona dura deve ser compreendida pela ZAC-GG e a zona macia pelas ZAC-GF, ZAC-IC e ZAC-SC [02].

O teste de Higuchi permite selecionar as energias das primeira e segunda camada, de tal forma que a região da ZAC-GG da primeira camada seja refinada e revenida pelo ciclo térmico imposto pela segunda camada. A escolha das energias das primeira e segunda camadas deve obedecer aos critérios descritos a seguir.

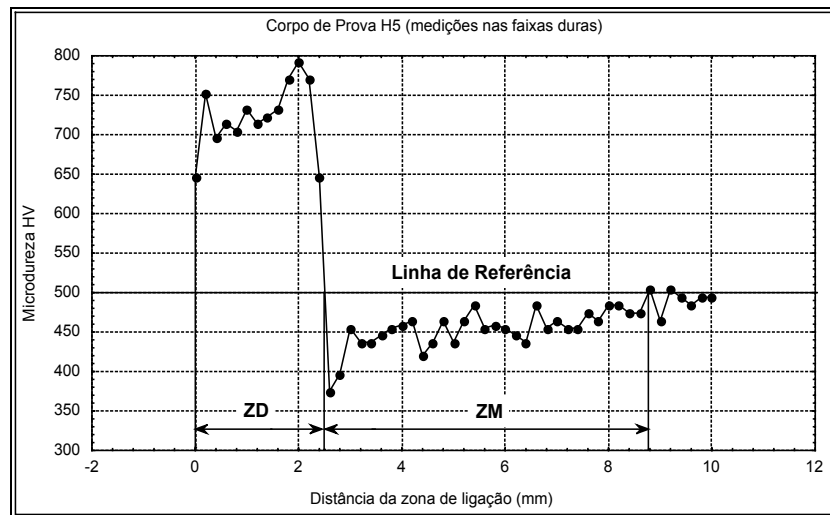


Figura 2-7- Identificação da zona dura e da macia [02].

$$a) P_{ZM2} > P_{ZD1} \quad (10)$$

Onde:

P_{ZM2} = profundidade da zona macia da segunda camada;

P_{ZD1} = profundidade da zona dura da primeira camada.

$$b) P_{ZD2} < R_1 + P_1 \quad (11)$$

Onde:

P_{ZD2} = profundidade da zona dura da segunda camada;

R_1 = reforço da primeira camada;

P_1 = penetração da primeira camada.

O atendimento da primeira condição faz com que o calor, alcançado nesta faixa da ZAC da segunda camada, provoque o refino e o revenimento da zona dura da primeira camada. O atendimento da segunda condição garante que a zona dura da primeira camada não vai ser retemperada. Neste caso, a zona fundida da primeira camada é quem vai ser austenitizada, proporcionando uma recristalização e formação de alguma martensita que, devido ao seu baixo teor de carbono não apresenta uma dureza elevada [02 apud 08].

A Figura 2-10 mostra o esquema da seção transversal de um cordão de solda com as zonas fundida, zona dura (ZAC-GG) e zona macia (ZAC-GF). É realizado um corte onde estas regiões são transportadas para a Figura 11, que esquematiza um corpo de prova soldado com duas camadas. Nesta figura destacam-se os cordões das primeira e da segunda camadas, com as regiões de reforço, penetração, zona dura e zona macia e seus respectivos gráficos de Higuchi. Esta figura está relacionada com os critérios anteriormente descritos.

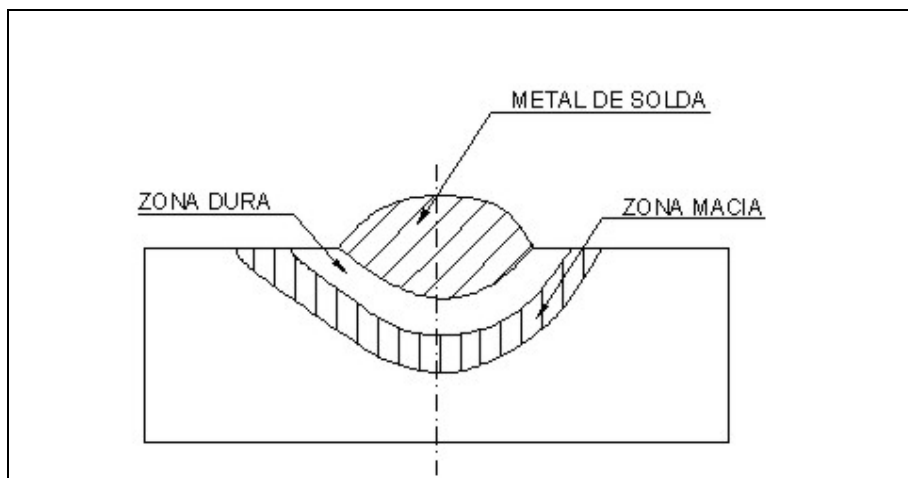


Figura 2-8 – Esquema de corpo de prova soldado.

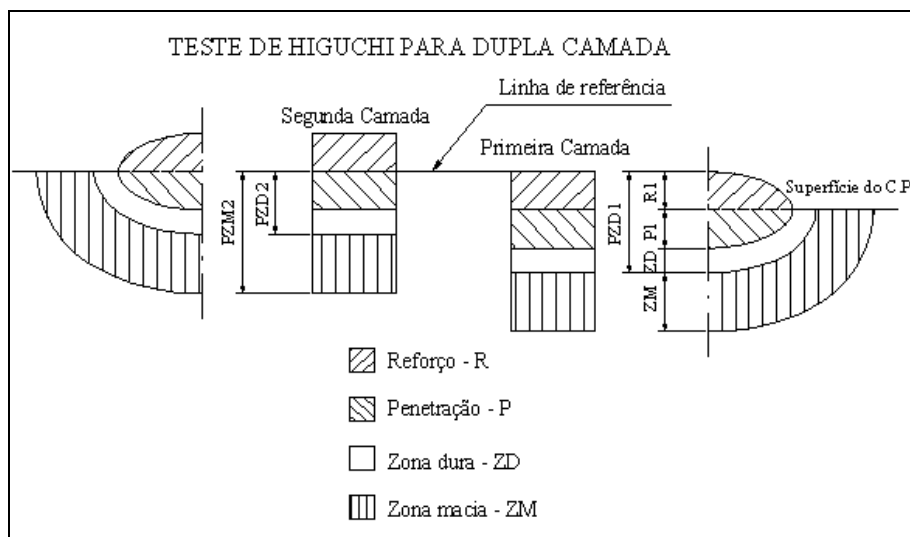


Figura 2-9- Superposições das camadas [02].

2.9 Técnica da dupla camada

É comumente empregado, em operações de reparo utilizando dupla camada, o processo de soldagem com eletrodo revestido devido à facilidade de aplicação em locais de difícil acesso, podendo ser utilizado em todas as posições e não requer ajustes elaborados. Porém, por ser um processo manual, requer a habilidade manual e técnica do soldador.

Para o desenvolvimento da técnica de dupla camada algumas ações, a seguir descritas, são necessárias [10].

- Estimar a penetração, a largura e o reforço do cordão de solda em função das condições de soldagem.
- Determinar, através dos ciclos térmicos de soldagem, o grau de revenimento e de refino do grão e os fenômenos de precipitação e segregação.
- Calcular com precisão os ciclos térmicos de soldagem e determinar a distribuição das temperaturas de pico na peça.

Deve-se utilizar consumíveis de baixo hidrogênio para minimizar o risco de trincas a frio e realizar preaquecimento para controlar o resfriamento o que facilita a difusão do hidrogênio e reduz as tensões residuais.

A técnica de dupla camada, conforme descrito anteriormente, consiste em promover uma adequada sobreposição dos ciclos térmicos de tal forma que a segunda camada promova o refino e o revenimento da ZAC-GG da primeira camada, conforme mostra a Figura 2-10 [10].

A literatura sugere que a energia da segunda camada deve ser maior que a da primeira para ocasionar o refino na ZAC-GG da 1ª camada. Esta relação deve ser determinada em função da velocidade de soldagem, do tipo de eletrodo e dos parâmetros do processo de soldagem adotado [10].

Uma energia de soldagem elevada na primeira camada pode dificultar o refino através da ação do ciclo térmico da segunda camada, porém, Bueno [22], em seu trabalho, ensaiou corpos de prova com três camadas com relação de energia de 10/5/5 kJ/cm em corpos de prova de aço ABNT 4140 temperado e revenido, e obteve valores de tenacidade na ordem de 90 J e 108 J, sem TTPS e com TTPS respectivamente.

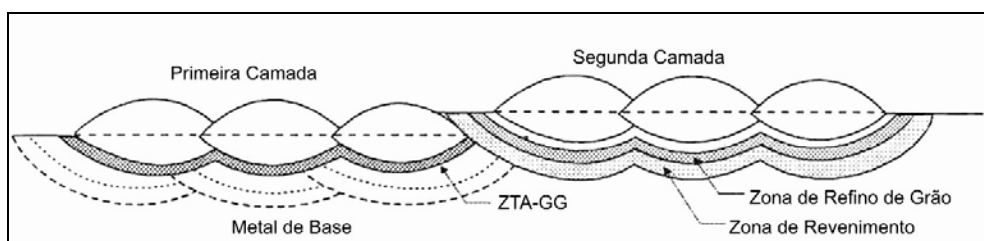


Figura 2-10- Esquema das sub-regiões da ZAC em uma soldagem multipasses [10].

Niño e outros [01], utilizaram a técnica da dupla-camada no reparo de aços 5Cr-0,5Mo e sugerem o uso de três camadas de forma que, a segunda refina a ZAC-GG da primeira e a terceira realize o revenimento. Neste trabalho, recomenda-se o uso de velocidades de soldagem maiores possíveis para se evitar o crescimento excessivo do grão da ZAC-GG da primeira camada, bem como, aumentar a sobreposição das isoterma das camadas da solda. A aplicação desta técnica no aço 5Cr-0,5Mo foi considerada crítica, pois, embora tenha tido um alto grau de refino na ZAC-GG da primeira camada, um revenimento inadequado resultou em uma dureza elevada e uma baixa tenacidade na ZAC. Foi sugerido, ainda, aumentar a temperatura de preaquecimento para ocasionar em um aumento no grau de revenimento da ZAC.

Henke e outros [04] não recomendam a aplicação da técnica da dupla-camada, em aços CA-6NM, visto que, no teste de Higuchi o tamanho da zona dura (retemperada) é superior ao tamanho da zona macia (revenida). Este fato se deve à elevada resistência ao revenido desse aço, assim como a baixa temperatura A_{C1} (630 °C), o que dificulta a redução da dureza em temperaturas mais altas.

Aguiar [02] relatou em seu trabalho que a aplicação da técnica da dupla-camada, em aços ABNT 4140, mostrou-se eficiente, visto que para três níveis de

energia empregados encontrou tenacidade semelhante à obtida nos corpos de prova submetidos ao TTPS. Afirma ainda, que a técnica obteve melhor performance para baixos aportes térmicos na primeira camada, com relações de 1:1 e 1:2.

Arraes Júnior [03] encontrou bons resultados utilizando uma relação de energias 2:1 para o aço ABNT 4340, obtendo uma microestrutura mais refinada na ZAC e alcançando uma tenacidade superior à mesma condição com tratamento térmico pós soldagem. Observou, ainda, que a utilização de relações de energias de 1:1 e 1:2 também apresentaram bons resultados de tenacidade em relação ao nível de tenacidade do metal de base.

Niño [10] desenvolveu um método de ensaio que permite impor ao material repetidos ciclos térmicos de características conhecidas. Para simular os ciclos térmicos realizou a soldagem em cruz e a soldagem com implante de cordão. Ele ensaiou os aços A387 Gr. 5, A516 Gr. 70, AISI 410 e AISI 1045. Sugere que o ensaio de implante do cordão e as soluções de transferência de calor considerando fonte distribuída são adequados para o desenvolvimento da técnica da dupla camada. Sugere, ainda, que aços com baixa temperabilidade e alta temperatura A_{C1} são passíveis de serem reparados pela técnica da dupla camada atingindo boa tenacidade.

2.10 Passe de Revenido

O passe de revenido visa reduzir a dureza da ZAC por imposição do ciclo térmico. Para tanto o passe de revenido deve ser posicionado adequadamente em relação ao passe a revenir, de modo que a isoterma A_{C1} da camada subsequente encoste-se à linha de fusão da camada anterior, assim o metal de base é reaustenitizado e o resto da ZAC é revenida abaixo da faixa de temperatura de transformação.

Olsen et al [23] analisaram os efeitos do revenimento no aço C-Mn, produzidos por tratamentos isotérmicos e tratamentos térmicos, sendo o aquecimento e o resfriamento rápidos e o tempo de patamar curto, 10s. Eles concluíram que para conseguir o revenimento de um ponto da ZAC-GG, o cordão de revenido deve ser posicionado com precisão, de tal forma que a isoterma A_{C1} desse cordão fique logo acima da linha de fusão do último passe.

Um estudo realizado pelo Labsolda/SC [24] sugere a aplicação do processo TIG para produzir revenimento da ZAC do último cordão, visto que este local na superfície é um dos mais propensos a originar falhas a partir de defeitos de soldagem como: mordeduras, excesso de reforço e concentração de tensão devido à geometria

da solda. Utilizaram-se eletrodos de tungstênio com ângulos de 30, 60 e 90 graus, três correntes de soldagem (100, 150 e 200 A) e três velocidades de soldagem (8, 12 e 16 cm/min) em aço ASTM A 387 GR 5. Com relação ao revenimento alcançado, determinou-se, para o aço testado uma faixa de revenido da ordem de 40% da largura da ZAC. Conclui-se que apesar do bom controle do afastamento conseguido entre os cordões, sempre haverá o perigo de que alguma região da ZAC-GG não seja revenida.

CAPÍTULO 3

3 Materiais e Métodos

Para aplicar a técnica da dupla camada na soldagem do aço ABNT 1045 foram utilizados dois tipos de eletrodos revestidos com os quais foram realizados dois e três passes de amanteigamento com o objetivo de verificar qual técnica/eletrodo possui melhor eficácia durante o processo.

O Teste de Higuchi foi utilizado para ajudar a determinar as relações de energias das camadas a serem aplicadas.

Destas relações de energia, foram selecionadas as mais comumente utilizadas em serviço. Com isso, realizou-se o ensaio de dupla camada sobre corpos de prova em condições de serviços (material como recebido) nos quais foram levantados os perfis de microdureza Vickers, com o intuito de avaliar o grau de revenimento da ZAC-GG da primeira camada. A microestrutura desta ZAC foi comparada com a microestrutura obtida no teste de Higuchi (passe único) para avaliar o grau de refino proporcionado pela dupla camada.

A seguir serão abordadas as etapas desenvolvidas neste trabalho, assim como os materiais e equipamentos empregados.

3.1 Materiais

Os ensaios foram realizados em discos de aço ABNT 1045 com 200 mm de diâmetro e espessura de 25 mm extraídas de barras laminadas a quente, com diâmetro igual a 200mm, cuja composição química encontra-se na Tabela 4. O aço apresentou uma microestrutura original constituída de perlita e ferrita conforme a Figura 3-1. Observou-se ainda, uma quantidade elevada de inclusões não metálicas, identificadas por EDX como sulfetos de manganês, atingindo comprimento de até 250 μm , como indicado na Figura 3.2.

Tabela 4 – Composição química do metal de base (% em massa).

| C | Mn | P | S | Si | Cu | Cr | Ni | Mo |
|----------|-----------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| 0,480 | 0,630 | 0,010 | 0,035 | 0,021 | 0,119 | 0,130 | 0,065 | 0,021 |

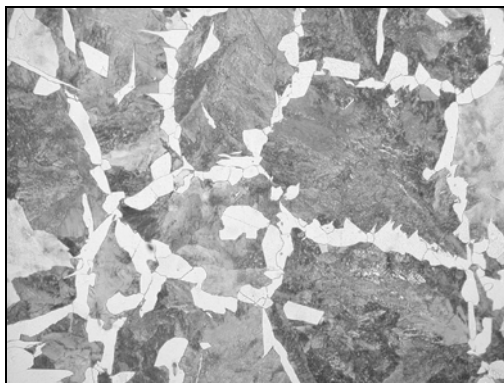


Figura 3-1 – Microestrutura original do aço ABNT 1045. Ataque: Nital 2%, 100x.

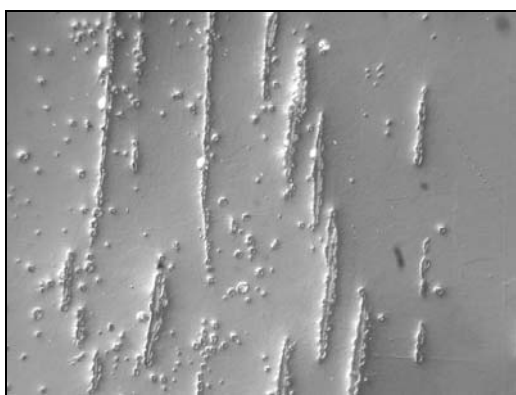


Figura 3-2 – Aço ABNT 1045 sem ataque. Inclusões de sulfeto de manganês, 200x

3.1.1 Eletrodos utilizados

Foram utilizados dois tipos de eletrodos revestidos cujas composições químicas dos metais depositados, fornecidas pelos fabricantes, encontra-se na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição química dos eletrodos segundo fabricante (% em massa).

| Eletrodos | C | Mn | Cr | Ni |
|-------------|-------|-----|------|-----|
| AWS 307 –16 | < 0,1 | 4,0 | 18,0 | 8,0 |
| | C | Mn | Si | - |
| AWS 7018 –1 | 0,1 | 1,5 | 0,5 | - |

O eletrodo AWS E 307-16 foi também selecionado para a soldagem do aço ABNT 1045 por possui algumas características físicas relevantes, citadas a seguir, quando comparado ao aço carbono.

- Condutividade térmica cerca de 30% menor que a do aço carbono, afetando a transferência de calor na ZAC.

- Uma maior ductilidade, proporcionando uma maior absorção dos níveis de tensões, o que reduz grau de solicitação da ZAC.
- Como o coeficiente de difusão do hidrogênio na austenita é menor do que na ferrita, reduz-se, desta forma, a probabilidade de ocorrências de trincas induzidas pelo hidrogênio na ZAC.

3.1.2 Equipamento para soldagem

- Fonte INVERSAL 300 – LABSOLDA/UFSC (Figura 3.3).
- Posicionador Automático para Soldagem Experimental com Eletrodo Revestido (Figura 3.4).
- Sistema de aquisição de dados Interdata II.
- Conjunto de solda oxiacetilênica utilizado para o preaquecimento.
- Termômetro para a medição e controle das temperaturas de preaquecimento e interpasse.

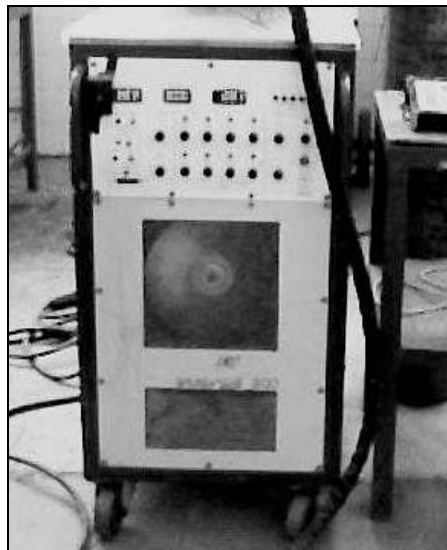


Figura 3-3- Fonte INVERSAL 300.

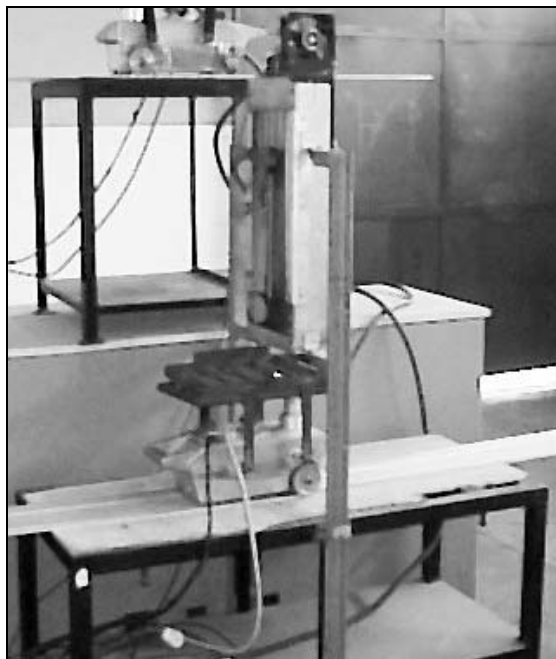


Figura 3-4 – Posicionador Automático.

3.1.3 Equipamentos para os ensaios metalográficos

- Cortadeira discoton.
- Lixadeira rotativa Kunth Rotor.
- Politriz DP10.
- Microscópio óptico.
- Microscópio eletrônico de varredura.
- Máquina fotográfica digital.

3.1.4 Equipamentos para os ensaios mecânicos

- Microdurômetro Vickers.
- Durômetro Rockwell Microtest 737.
- Máquina para ensaio Charpy PS 30.

3.2 Metodologia

A metodologia foi dividida em três etapas, aplicação da técnica de Higuchi, soldagem em dupla cama e soldagem em junta chanfrada. O resultado obtido das duas

primeiras etapas possibilitou a seleção dos parâmetros de soldagem para a terceira etapa. Foram determinados como critérios de avaliação que a dureza máxima na ZAC não deve ultrapassar 300 HV, que o metal de solda deve suportar uma energia de impacto Charpy-V, à temperatura ambiente, de pelo menos 60 J, e ainda, que a ZAC apresente tenacidade melhor ou igual a do metal de base. Logo, o procedimento de soldagem será adequado se atender a esses critérios.

As soldagens para o teste de Higuchi foram realizadas na posição plana no Posicionador Automático para Soldagem Experimental com Eletrodo Revestido (Figura 3.4). Como forma de retratar uma situação prática de soldagem na indústria as soldagens em dupla camada e semi-V na posição plana foram realizadas por um soldador qualificado pela Petrobrás. A seguir será relatada cada uma dessas etapas.

3.2.1 Técnica de Higuchi

Nesta etapa, foi realizada a Técnica de Higuchi em corpos de prova temperados (austenitizados a 830 °C em forno por 20 min. e resfriados em água). O objetivo da aplicação desta técnica foi encontrar uma relação entre as energias da primeira e segunda camada, de tal forma que possibilite o revenimento da ZAC-GG da primeira camada, pela superposição do ciclo térmico da segunda camada. Foram testados oito níveis de energias de soldagem para cada tipo de eletrodo, cujos parâmetros encontram-se nas Tabelas 6 e 7. Em seguida, foi levantado o perfil de microdureza, segundo a Norma ABNT NBR NM 188-1 [25] na seção transversal da ZAC em três direções, uma central e perpendicular à linha de fusão e as outras duas afastadas a um ângulo de 30° da direção central, conforme indica a Figura 3-5. Os valores da dureza média, obtidos para cada isoterma, foram empregados para avaliar os tamanhos das regiões endurecidas e macias para cada procedimento de soldagem. Neste ensaio, a carga aplicada foi de 100g e a distância entre as impressões foi de 0,2 mm.

Foram retiradas três amostras de cada corpo de prova soldado e feita a média das medidas de reforço e de penetração do cordão de solda. A medição foi realizada em microscópio ótico utilizando um aumento de 25x.

Construíram-se os gráficos de Higuchi utilizando-se os valores do reforço, e da penetração do cordão de solda e dos tamanhos das zonas duras e macias de cada corpo de prova, obtidos a partir dos ensaios de microdureza.

Tabela 6- Parâmetros de soldagem para o Teste de Higuchi – AWS E 7018-1

| Corpo de prova | Corrente eficaz (A) | Tensão eficaz (V) | Veloc. De soldagem (cm/min) | Diâmetro do eletrodo (mm) | Energia de soldagem (kJ/cm)* |
|----------------|---------------------|-------------------|-----------------------------|---------------------------|------------------------------|
| A 4 | 82 | 24 | 23 | 2,50 | 4 |
| A 5 | 102 | 26 | 25 | 2,50 | 5 |
| A 6 | 112 | 25 | 23 | 3,25 | 6 |
| A 7 | 118 | 25 | 23 | 3,25 | 7 |
| A 9 | 158 | 26 | 23 | 4,00 | 9 |
| A 10 | 138 | 26 | 18 | 4,00 | 10 |
| A 12 | 129 | 27 | 15 | 3,25 | 12 |
| A 13 | 179 | 28 | 20 | 4,00 | 13 |
| A 16 | 171 | 27 | 15 | 4,00 | 16 |

* Rendimento térmico = 0,85.

Tabela 7 - Parâmetros de soldagem para o Teste de Higuchi - AWS E 307 -16.

| Corpo de prova | Corrente eficaz (A) | Tensão eficaz (V) | Veloc. de soldagem (cm/min) | Diâmetro do eletrodo (mm) | Energia de soldagem (kJ/cm)* |
|----------------|---------------------|-------------------|-----------------------------|---------------------------|------------------------------|
| Al 4 | 76 | 25 | 23 | 2,50 | 4 |
| Al 5 | 81 | 25 | 20 | 2,50 | 5 |
| Al 6 | 92 | 25 | 20 | 3,25 | 6 |
| Al 7 | 102 | 25 | 18 | 3,25 | 7 |
| Al 8 | 151 | 25 | 23 | 4,00 | 8 |
| Al 10 | 121 | 25 | 15 | 3,25 | 10 |
| Al 11 | 131 | 25 | 15 | 4,00 | 11 |
| Al 13 | 151 | 25 | 15 | 4,00 | 13 |

* Rendimento térmico = 0,85.

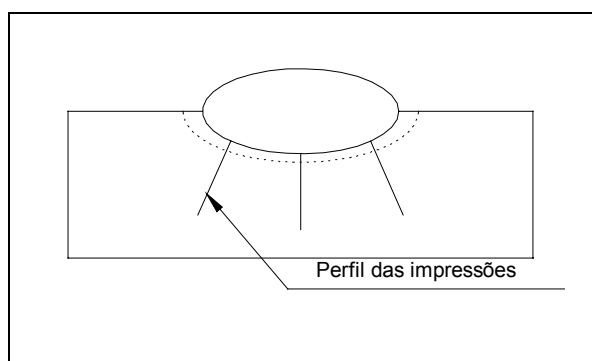


Figura 3-5 – Posições das medições da dureza nos corpos de prova para o teste de Higuchi.

3.2.2 Ensaio em Dupla Camada

Com base nos resultados do teste de Higuchi, foram realizados ensaios de simples deposição em dupla camada (Figura 3-6), com 5 relações de energia de soldagem entre a primeira e a segunda camada, para cada tipo de eletrodo. O material de base foi utilizado na condição original, como recebido do fornecedor. Os parâmetros de soldagem para estes ensaios estão mostrados nas Tabelas 8 e 9.

Tabela 8 - Parâmetros de soldagem para o ensaio de dupla camada. E 7018-1.

| Corpo de prova | | Diâmetro (mm) | Corrente Eficaz (A) | Tensão Eficaz (V) | Veloc. de Soldagem (cm/min) | Energia (kJ/cm)* |
|----------------|-----------|---------------|---------------------|-------------------|-----------------------------|------------------|
| AD 5/5 | 1ª camada | 2,50 | 102 | 26 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 110 | 24 | 25 | 5 |
| AD 5/10 | 1ª camada | 2,50 | 102 | 26 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 24 | 15 | 10 |
| AD 10/5 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 110 | 24 | 25 | 5 |
| AD 10/10 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 24 | 15 | 10 |
| AD 10/16 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 130 | 24 | 10 | 16 |

* Rendimento térmico = 0,85.

Tabela 9 - Parâmetros de soldagem para o ensaio de dupla camada. E 307-16.

| Corpo de prova | | Diâmetro (mm) | Corrente Eficaz (A) | Tensão Eficaz (V) | Veloc. de Soldagem (cm/min) | Energia (KJ/cm)* |
|----------------|-----------|---------------|---------------------|-------------------|-----------------------------|------------------|
| ADI 5/5 | 1ª camada | 2,50 | 81 | 24 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 100 | 25 | 25 | 5 |
| ADI 5/10 | 1ª camada | 2,50 | 81 | 24 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |
| ADI 10/5 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 100 | 25 | 25 | 5 |
| ADI 10/10 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |
| ADI 13/10 | 1ª camada | 2,50 | 100 | 26 | 10 | 13 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |

* Rendimento térmico = 0,85.

Os corpos de prova foram soldados com temperatura de preaquecimento e de interpasse na faixa de 180 a 200 °C.

Para cada combinação de energia, entre a primeira e a segunda camada, foram levantados os perfis de microdureza para a avaliação do grau de revenimento da ZAC-GG da primeira camada. As medições foram realizadas em duas posições. Na posição 1

levantou-se o perfil de microdureza na ZAC da primeira camada e na posição 2, o perfil foi levantado na região entre passes, com o objetivo de verificar a ocorrência de zonas frágeis localizadas. A Figura 3.6 indica os locais das impressões para medição da microdureza.

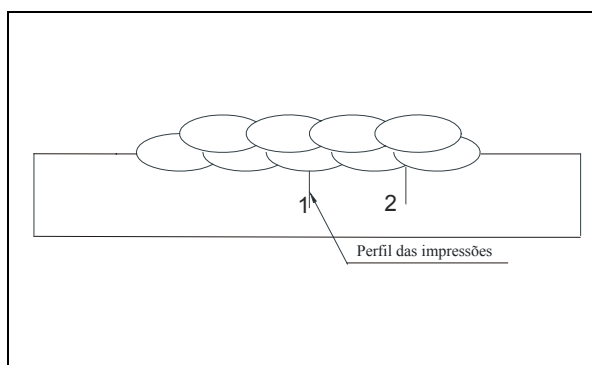


Figura 3-6 – Posições das medições em ensaio com dupla camada.

3.2.3 Soldagem com Junta Chanfrada

Para avaliar a viabilidade do procedimento de soldagem multipasses sem TTPS no aço ABNT 1045, foram soldadas juntas semi-V (Figura 3-7), conforme a seqüência utilizada por Bueno [25], mostrada na Figura 3-8. Empregaram-se diversas relações de energia de acordo com os resultados obtidos no ensaio de dupla camada. Foram realizadas as medições de dureza, conforme a posição indicada na Figura 3.7, e os ensaios de impacto Charpy-V a temperatura ambiente segundo Norma ABNT NBR 6157 [26]. Para minimizar o empenamento da junta foi utilizado um dispositivo de fixação para prender o corpo de prova.

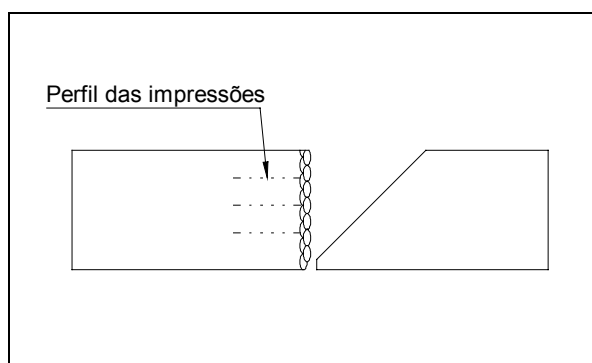


Figura 3-7–Posição das medições em junta semi-V.

Os parâmetros de soldagem utilizados no amanteigamento em duas camadas estão indicados nas Tabelas 10 e 11. O preenchimento da junta foi realizado de acordo com os parâmetros de soldagem indicados na Tabela 12.

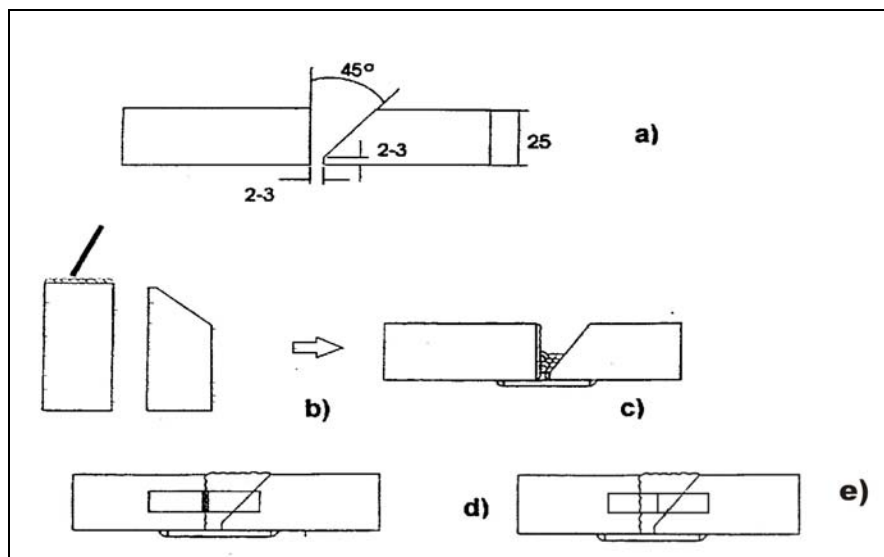


Figura 3-8- Sequência de deposição. (a) preparação da junta, (b) amanteigamento sobre a face reta do chanfro, (c) posicionamento e preenchimento da junta, (d) posicionamento para a retirada dos corpos de prova Charpy na ZAC e (e) no metal de solda.

Tabela 10 – Parâmetros de soldagem do amanteigamento para E 7018-1.

| Corpo de prova | | Diâmetro (mm) | Corrente Eficaz (A) | Tensão Eficaz (V) | Veloc. de Soldagem (cm/min) | Energia (KJ/cm) |
|----------------|-----------|---------------|---------------------|-------------------|-----------------------------|-----------------|
| AV 5/5 | 1ª camada | 2,50 | 102 | 26 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 110 | 24 | 25 | 5 |
| AV 5/10 | 1ª camada | 2,50 | 102 | 26 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 24 | 15 | 10 |
| AV 10/5 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 110 | 24 | 25 | 5 |
| AV 10/10 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 24 | 15 | 10 |
| AV 10/16 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 130 | 24 | 10 | 16 |

Após a soldagem, para cada combinação de energia, foram retiradas 13 amostras de cada corpo de prova, sendo 3 amostras para a realização de ensaio de Impacto Charpy-V no metal de solda e 10 amostras para a realização de ensaio de Impacto

Charpy-V na ZAC-GG, onde dessas últimas foram retiradas 5 amostras para a realização de TTPS a 530°C por 1 hora [27].

O entalhe do corpo de prova para Charpy na ZAC foi posicionado na ZAC-GG da primeira camada a 1 mm da zona de ligação e com posição paralela a laminação (Figura 3-8d). O entalhe do corpo de prova no metal de solda foi posicionado de tal maneira que englobasse as zonas colunar e retransformadas (Figura 3-8e). Foi realizado ataque químico com nital 2% para evidenciar a ZAC e posicionar corretamente o entalhe no corpo de prova Charpy.

Tabela 11– Parâmetros de soldagem do amanteigamento para E 307-16.

| Corpo de prova | | Diâmetro (mm) | Corrente Eficaz (A) | Tensão Eficaz (V) | Veloc. de Soldagem (cm/min) | Energia (KJ/cm) |
|----------------|-----------|---------------|---------------------|-------------------|-----------------------------|-----------------|
| AVI 5/5 | 1ª camada | 2,50 | 81 | 24 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 100 | 25 | 25 | 5 |
| AVI 5/10 | 1ª camada | 2,50 | 81 | 24 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |
| AVI 10/5 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 100 | 25 | 25 | 5 |
| AVI 10/10 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 24 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |
| AVT 5/5/5 | 1ª camada | 2,50 | 81 | 24 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 100 | 25 | 25 | 5 |
| | 3ª camada | 3,25 | 100 | 25 | 25 | 5 |
| AVT 5/10/10 | 1ª camada | 2,50 | 81 | 24 | 25 | 5 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |
| | 3ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |
| AVT 10/10/10 | 1ª camada | 2,50 | 80 | 25 | 10 | 10 |
| | 2ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |
| | 3ª camada | 3,25 | 120 | 25 | 15 | 10 |

Tabela 12 – Parâmetros de soldagem para o preenchimento da junta.

| Parâmetros | Passe de raiz | Passe de preenchimento |
|------------------------------------|------------------------|------------------------|
| Corrente Eficaz (A) | 107 | 135 |
| Tensão Eficaz (V) | 25 | 25 |
| Velocidade de Soldagem (cm/min) | A critério do soldador | |
| Temperatura de preaquecimento (°C) | 180-200 | 180-200 |
| Temperatura de Interpasse (°C) | 180-200 | 180-200 |
| Diâmetro do eletrodo (mm) | 2,5 | 3,25 |

CAPÍTULO 4

4 Discussão dos Resultados

4.1 Teste de Higuchi

Apesar da aplicação de procedimentos padronizados durante o tratamento térmico de têmpera a microestrutura resultante dos corpos de prova para a realização do teste de Higuchi apresentou algumas faixas claras no sentido da laminação, conforme mostra a Figura 4-1. Estas foram em menor quantidade do que aquelas encontradas no trabalho de Aguiar para o aço ABNT 4140 [02]. A presença destas faixas claras indica uma falta de homogeneização da composição química do aço.

O endurecimento de uma peça de aço por tratamento térmico é ideal quando toda a austenita se transforma em martensita durante o resfriamento. Para que o endurecimento seja uniforme deve haver uma homogeneidade da austenita. A capacidade de endurecimento do aço é conhecida como endurecibilidade ou temperabilidade do aço. Existem diversos processos de determinação da endurecibilidade sendo os mais comuns os métodos de Grossmann e o de Jominy.

Com base no método de Grossmann, que consiste no levantamento do perfil de dureza de barras cilíndricas de aço, austenitizadas e resfriadas rapidamente, em condições controladas de resfriamento, para a transformação da austenita em martensita, foi levantado o perfil de microdureza de um corpo de prova do aço ABNT 1045 com 25 cm de espessura retirado de um disco com 200 mm de diâmetro. O aço foi austenitizado a uma temperatura de 830 °C e resfriado em água a temperatura ambiente. O perfil de microdureza obtido ao longo da espessura do corpo de prova, desconsiderando-se as extremidades devido a descarbonetação ocorrida na superfície, encontra-se na Figura 4-2.

O método confirma que, devido à dificuldade de se conseguir uma estrutura martensítica total em toda a seção, em peças com diâmetros acima de 30 mm, surge uma zona não temperada no núcleo. Na zona de transição entre a parte temperada e a não temperada há uma queda na dureza. Considera-se adequada a endurecibilidade de um aço quando a zona de transição apresentar 50% de martensita em sua microestrutura.

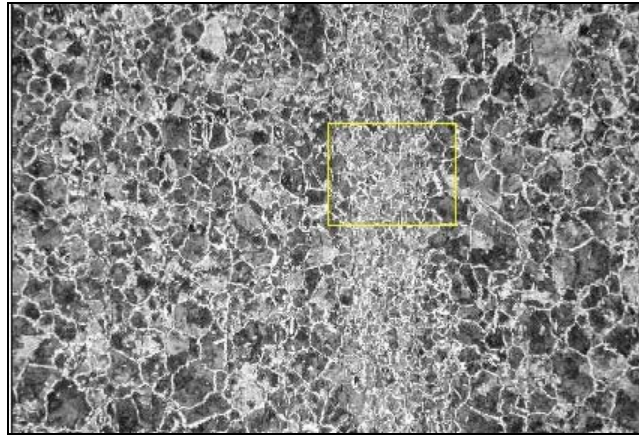


Figura 4-1 – Aço ABNT 1045 temperado. Presença de faixas claras. Ataque: nital 2%, 100X.

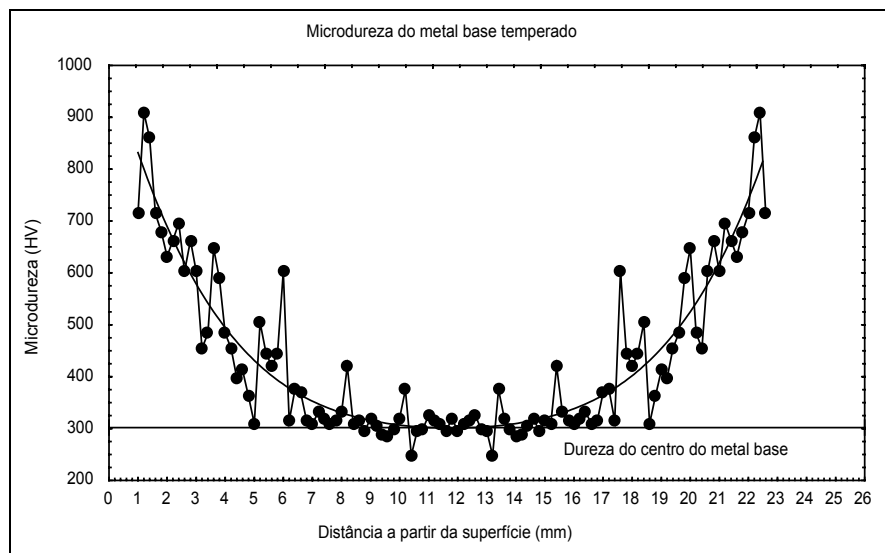


Figura 4-2 – Perfil de microdureza do Aço ABNT 1045 temperado.

Os corpos de prova temperados e não revenidos, conforme procedimento indicado no item 3.2.1, foram submetidos à soldagem empregando os parâmetros indicados nas Tabelas 6 e 7. Observou-se alta dureza na ZAC-GG devido à presença de elevados teores de martensita decorrentes dos altos teores de carbono do aço ABNT 1045. As Figuras 4-3 a 4-8 mostram as regiões da ZAC para energias selecionadas no teste de Higuchi utilizando-se os eletrodos E 7018-1 e E307-16.

Os resultados obtidos para as medições de microdureza, de acordo com as indicações da Figura 3-5, estão mostrados nas Figuras 4-9 a 4-25.

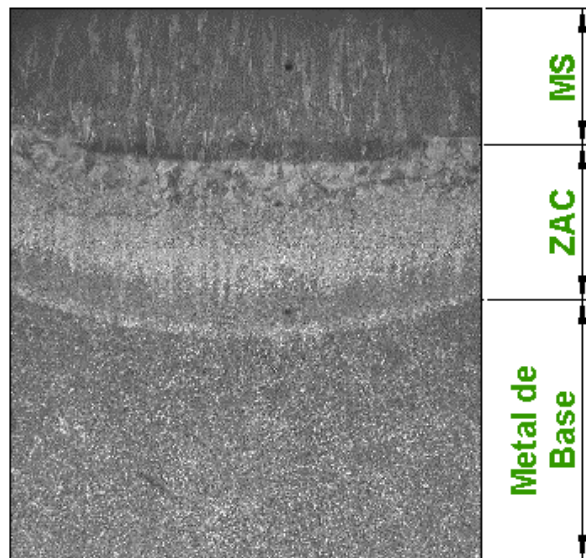


Figura 4-3 – Microestrutura do corpo de prova A5 soldado com uma energia de 5 kJ/cm e eletrodo E 7018-1. Aumento:13X. Ataque: nital 2%.

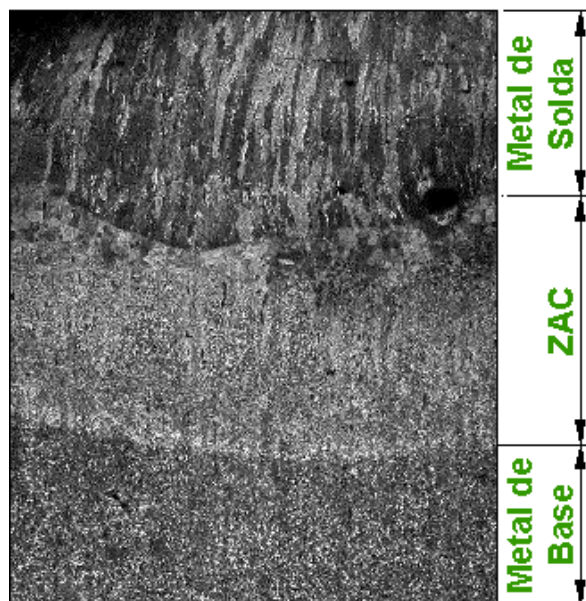


Figura 4-4 – Microestrutura do corpo de prova A 10 soldado com energia de 10 kJ/cm e eletrodo E 7018-1. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%.

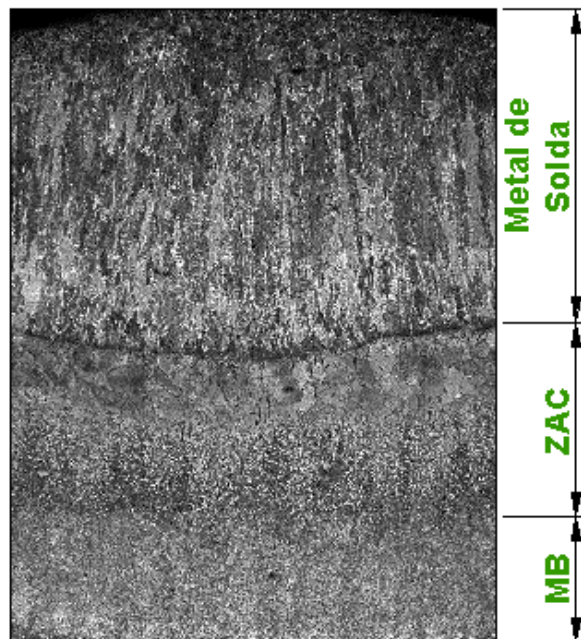


Figura 4-5 - Microestrutura do corpo de prova A 16 soldado com energia de 16 kJ/cm e eletrodo E 7018-1. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%.

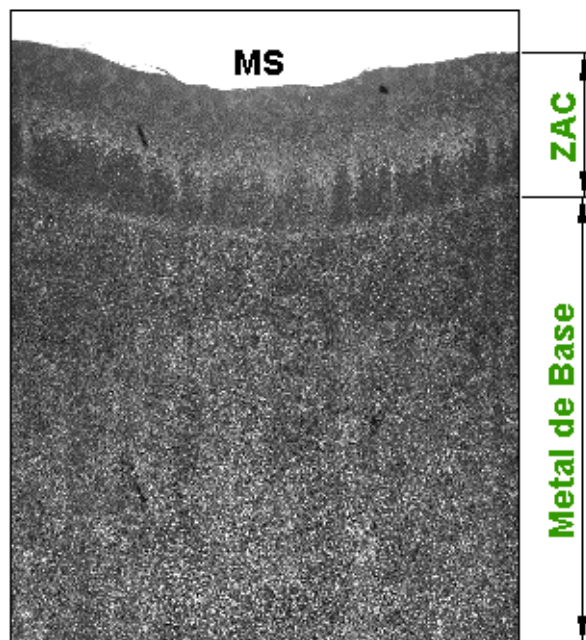


Figura 4-6 - Microestrutura do corpo de prova Al 5 soldado com energia de 5 kJ/cm e eletrodo E 307-16. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%.

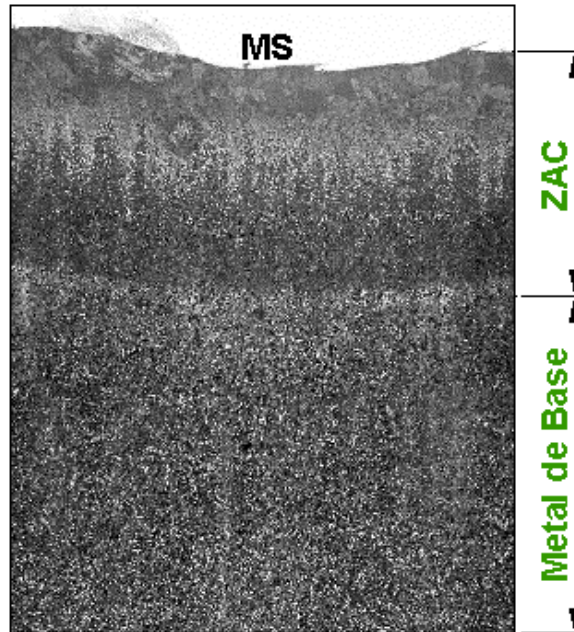


Figura 4-7 - Microestrutura do corpo de prova Al 10 soldado com energia de 10 kJ/cm e eletrodo E 307-16. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%.

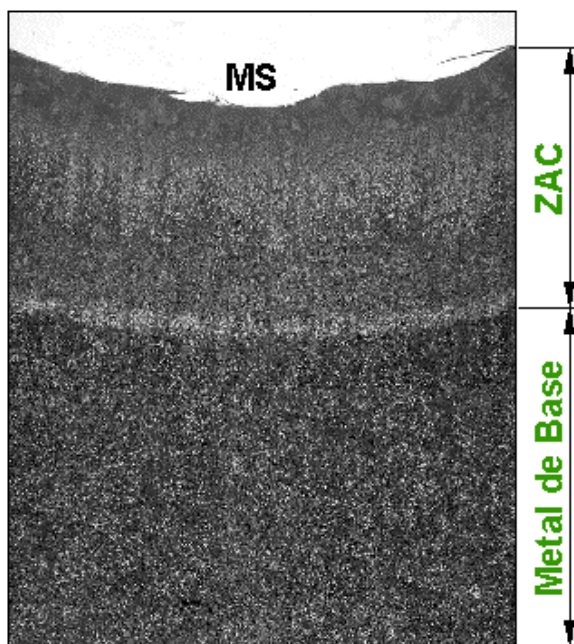


Figura 4-8 - Microestrutura do corpo de prova Al 13 soldado com energia de 13 kJ/cm e eletrodo E 307-16. Aumento: 13X. Ataque: nital 2%.

Percebe-se que a extensão da ZAC aumenta com o aumento da energia de soldagem. As medidas do reforço e da penetração do cordão de solda são necessárias

para a construção dos gráficos de Higuchi e foram medidas ao microscópio metalográfico de medição com uma incerteza de 0,002 mm. As Tabelas 13 e 14 mostram os valores do reforço e da penetração encontrados para cada energia de soldagem.

Observa-se pelos dados das Tabelas 13 e 14 que, de uma forma geral, o aumento da energia de soldagem tende a aumentar o reforço, para os dois tipos de eletrodos. No entanto, o comportamento da penetração do cordão de solda com o aumento da energia de soldagem, depende do tipo de revestimento. Enquanto a penetração tende a aumentar com o aumento da energia de soldagem, para o eletrodo AWS E 7018-1, há uma acentuada queda da penetração para o eletrodo AWS E 307-16 para a energia de 13 kJ/cm. Este comportamento pode estar associado ao efeito da composição do revestimento sobre a força de ação do arco na poça de fusão que, neste caso poderia estar sendo menor para o eletrodo E 307-16. Além disso, deve-se considerar também os efeitos da composição química do revestimento sobre a viscosidade e tensão superficial do metal líquido, assim como da sua variação com a temperatura. Este comportamento pode interferir na movimentação da poça de fusão e conseqüentemente, na penetração do cordão de solda. Deve-se destacar, ainda, que o excessivo reforço, obtido para a energia de 13 kJ/cm com o eletrodo E 307-16 contribuiu para a redução da penetração, já que o efeito da força do arco no metal de base fica mais reduzido ainda.

Tabela 13 – Valores de reforço e penetração para E 7018-1

| Corpo de Prova | Energia de soldagem (kJ/cm) | Reforço (mm) | Penetração (mm) |
|-----------------------|------------------------------------|---------------------|------------------------|
| A 4 | 4 | 1,7 | 0,9 |
| A 5 | 5 | 1,7 | 1,2 |
| A 6 | 6 | 1,9 | 0,9 |
| A 7 | 7 | 1,7 | 1,2 |
| A 9 | 9 | 1,9 | 1,5 |
| A 10 | 10 | 2,1 | 1,4 |
| A 12 | 12 | 2,2 | 1,4 |
| A 13 | 13 | 2,1 | 1,9 |
| A 16 | 16 | 2,4 | 1,9 |

Todos os perfis de microdureza apresentaram-se de forma diferente do convencionalmente encontrado para os aços baixa liga [02; 03; 25]. Observa-se a ausência de um vale pronunciado da curva de dureza, correspondente à região amolecida por efeito do revenimento (ZM na Figura 2-7) causado pelo ciclo térmico de soldagem. Esta ausência está associada a temperabilidade típica dos aços C-Mn. Analisando a Figura 4-2, que indica o perfil de microdureza para o aço ABNT 1045 temperado, observa-

se uma queda acentuada de dureza já a partir de 5,0 mm da superfície. Ao submeter este material nestas condições a um ciclo térmico de soldagem, há um reaquecimento proporcionado por um gradiente de temperatura que vai desde temperaturas acima da temperatura de fusão do metal, até temperaturas abaixo de A_{C1} , correspondente ao diagrama de equilíbrio Fe-C. Ao final do aquecimento tem-se, junto à zona de ligação (região limitada entre a poça de fusão e a ZAC) a ZAC de grãos grosseiros, com uma austenita homogênea de alta temperabilidade. Adjacente a esta região, ao final do aquecimento tem-se uma ZAC aquecida entre 900 e 1200 °C, caracterizada por uma austenita de menor tamanho de grão e bastante heterogênea sendo, portanto, de baixa temperabilidade.

Tabela 14 - Valores de reforço e penetração para E 307-16

| Corpo de Prova | Energia de soldagem (kJ/cm) | Reforço (mm) | Penetração (mm) |
|----------------|-----------------------------|--------------|-----------------|
| Al 4 | 4 | 1,6 | 0,5 |
| Al 5 | 5 | 1,5 | 0,8 |
| Al 6 | 6 | 1,6 | 0,6 |
| Al 7 | 7 | 1,7 | 0,9 |
| Al 8 | 8 | 1,8 | 1,3 |
| Al 10 | 10 | 2,0 | 1,3 |
| Al 11 | 11 | 2,0 | 1,2 |
| Al 13 | 13 | 2,5 | 0,6 |

Estas diferenças nos tamanhos de grão e na homogeneidade da austenita causam ao final do resfriamento um elevado gradiente de dureza como pode ser observado nas Figuras 4-9 a 4-25.

As regiões da ZAC que sofrem refino e revenimento por efeito do ciclo térmico de soldagem alcançam valores de dureza correspondentes àqueles verificados no material temperado a partir de 5 a 6 mm de sua superfície, quando tratado termicamente por meio de têmpera convencional (Figura 4-2). Por isso, para este aço, não é possível determinar com exatidão a extensão da zona macia, já que para estas distâncias da linha de fusão, a dureza é semelhante àquela do material de base.

A extensão da zona dura (Z_D) permanece quase constante, com o aumento da energia de soldagem para ambos os tipos de eletrodos, diferente dos resultados encontrados por Aguiar [02] para o aço ABNT 4140, onde as zonas endurecidas aumentam com o aumento da energia de soldagem. Provavelmente este fato está

relacionado com o elevado reforço observado nos ensaios de soldagem com ambos eletrodos, afetando a taxa de fusão do metal base. Niño [10] desenvolveu um método de ensaio que permite impor ciclos térmicos de características conhecidas sobre materiais de diferentes graus de temperabilidade. Ele relata que devido ao alto teor de carbono do aço ABNT 1045, quando soldado, a ZAC–GG apresenta elevada dureza, mas quando este aço é submetido a simulação de um tratamento isotérmico essa dureza cai acentuadamente, alcançando a 800 °C valores em torno de 200 HV. Ele afirma, ainda, que devido à baixa temperabilidade deste aço, a austenita formada no reaquecimento não é totalmente transformada em martensita.

Os valores limite de dureza citados na literatura para evitar trincas a frio são de 325 a 350 HV e a especificação em normas de fabricação por soldagem é de 248 HV. No aço ABNT 1045 essa faixa de dureza ocorre para um revenimento entre 665 e 880 °C [10].

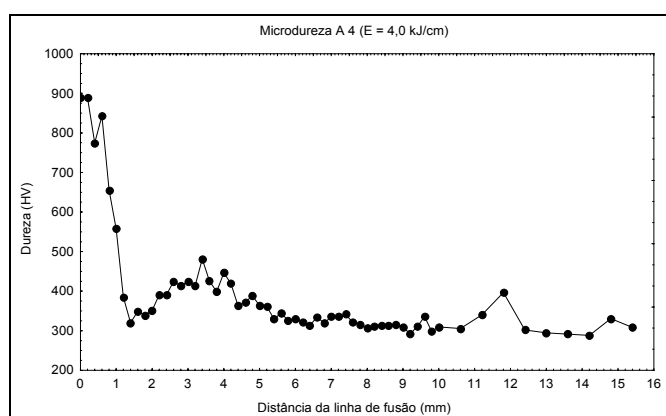


Figura 4-9 - Perfil de microdureza para a energia de 4 kJ/cm. AWS E 7018-1.

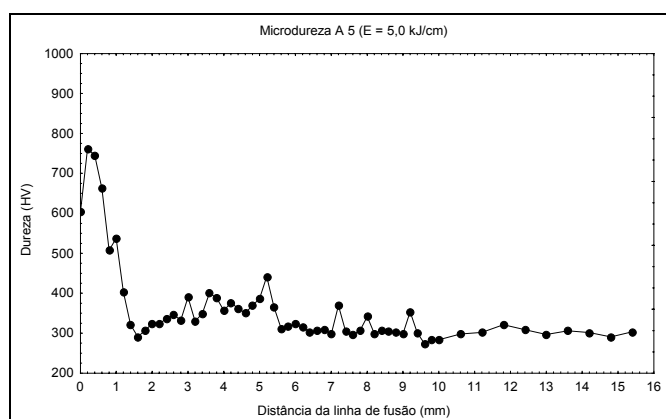


Figura 4-10 - Perfil de microdureza para a energia de 5 kJ/cm. AWS E 7018-1.

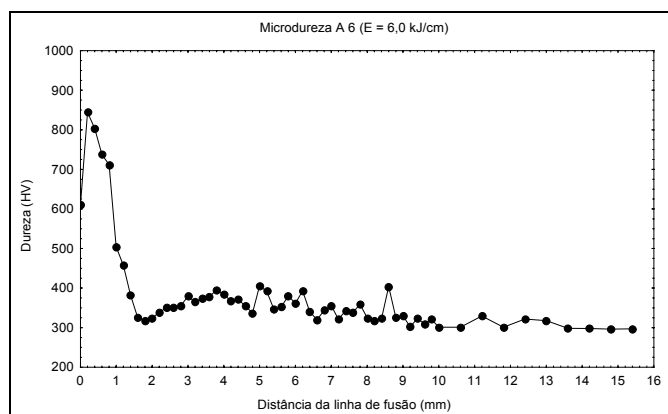


Figura 4-11 - Perfil de microdureza para a energia de 6 kJ/cm. AWS E 7018-1.

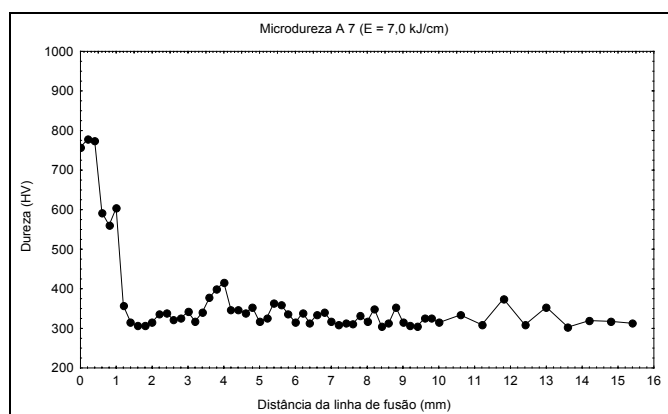


Figura 4-12 - Perfil de microdureza para a energia de 7 kJ/cm. AWS E 7018-1.

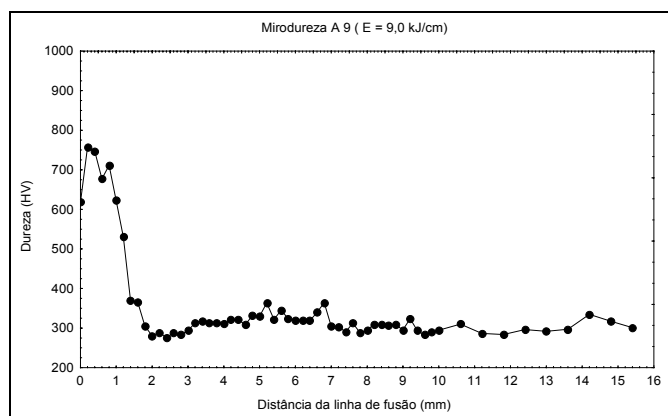


Figura 4-13 - Perfil de microdureza para a energia de 9 kJ/cm. AWS E 7018-1.

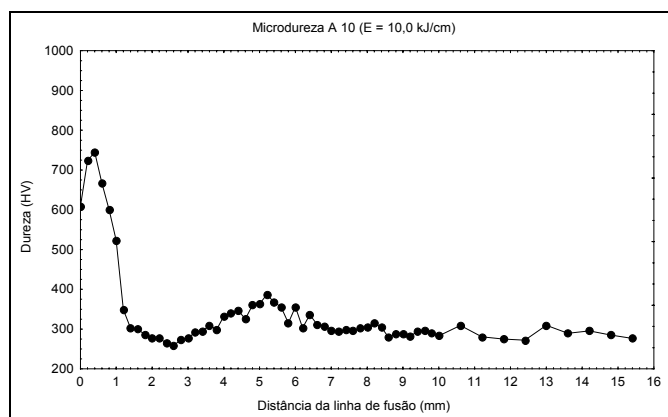


Figura 4-14- Perfil de microdureza para a energia de 10 kJ/cm. AWS E 7018-1.

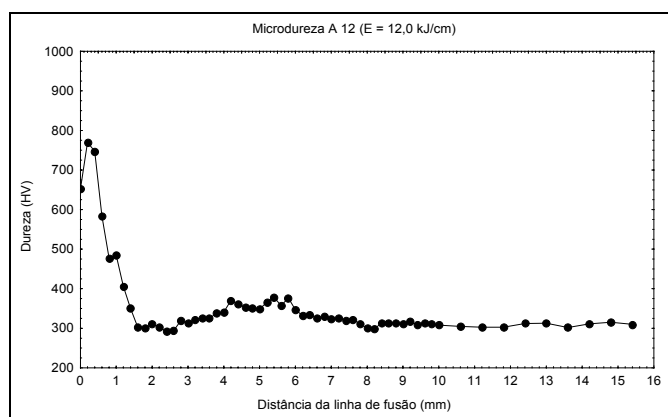


Figura 4-15– Perfil de microdureza para energia de 12 kJ/cm. AWS E 7018-1.

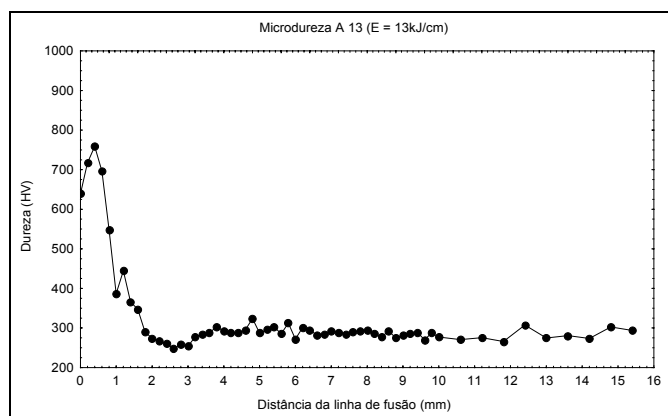


Figura 4-16 – Perfil de microdureza para a energia de 13 kJ/cm. AWS E 7018-1.

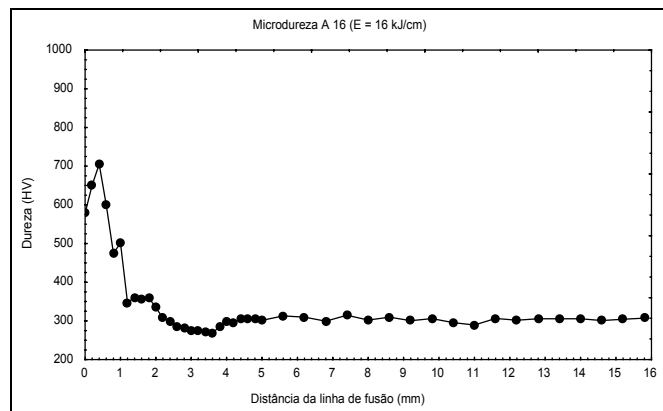


Figura 4-17 - Perfil de microdureza para a energia de 16 kJ/cm. AWS E 7018-1.

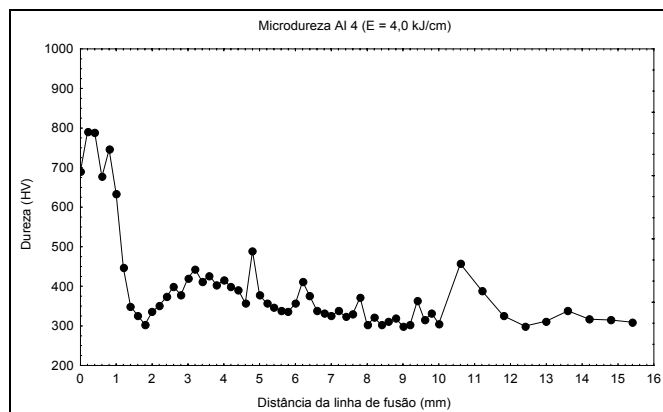


Figura 4-18 - Perfil de microdureza para a energia de 4kJ/cm. AWS E 307-16.

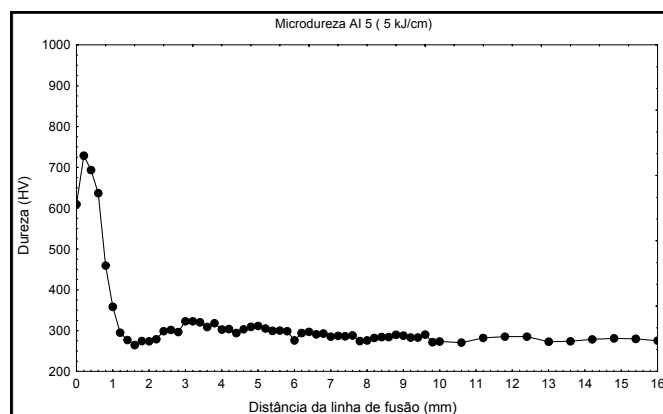


Figura 4-19 - Perfil de microdureza para a energia de 5 kJ/cm. AWS E 307-16.

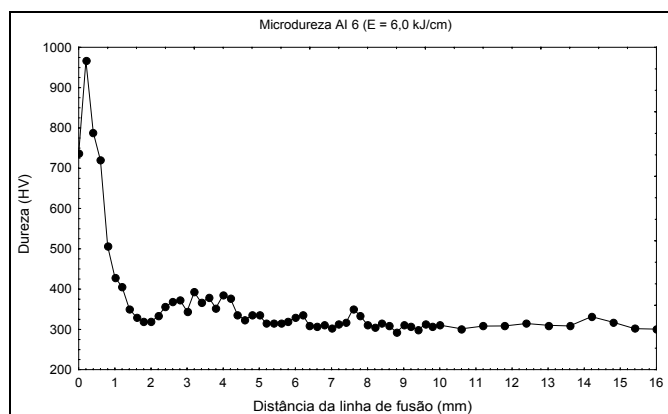


Figura 4-20 - Perfil de microdureza para a energia de 6 kJ/cm. AWS E 307-16.

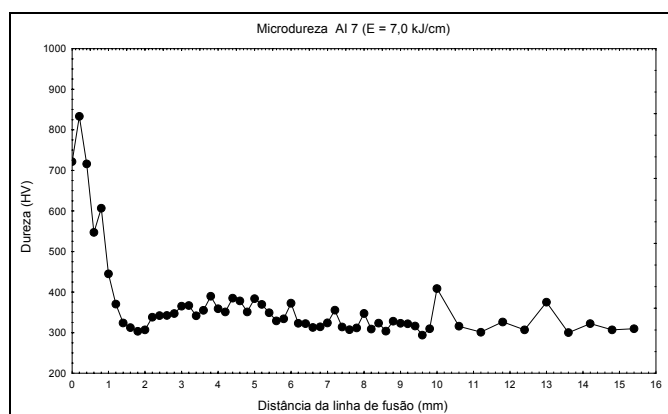


Figura 4-21 - Perfil de microdureza para a energia de 7 kJ/cm. AWS E 307-16.

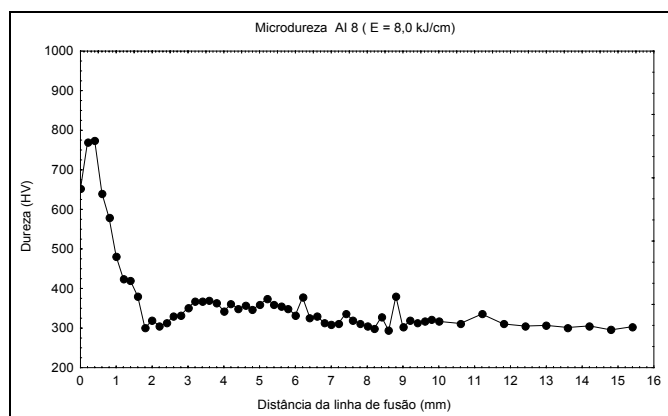


Figura 4-22 - Perfil de microdureza para a energia de 8 kJ/cm. AWS E 307-16.

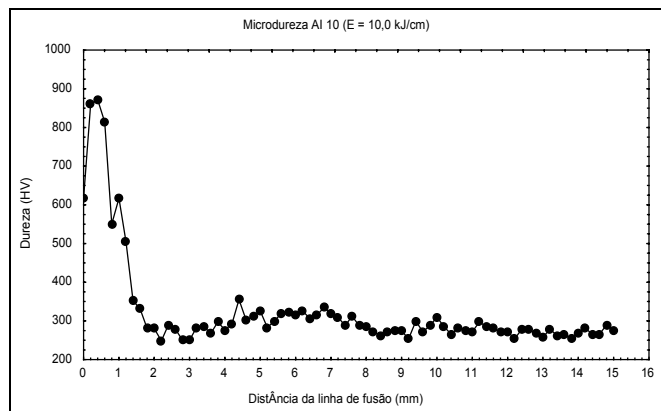


Figura 4-23– Perfil de microdureza para a energia de 10 kJ/cm. AWS E 307-16.

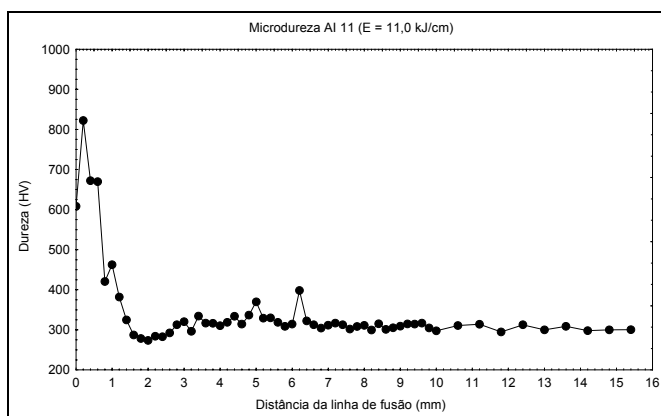


Figura 4-24 - Perfil de microdureza para a energia de 11 kJ/cm. AWS E 307-16.

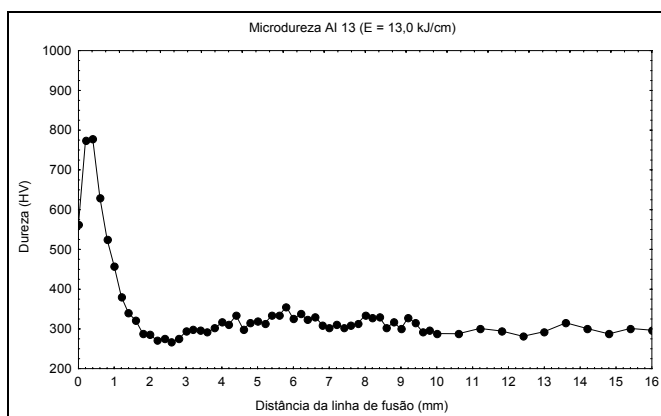


Figura 4-25 - Perfil de microdureza para a energia de 13 kJ/cm. AWS E 307-16.

Devido ao aço apresentar uma dureza baixa logo após a zona dura, em torno de 300 HV, considerou-se que a extensão da zona macia confunde-se com o metal de base.

Neste caso, o primeiro critério (Equação 10) para a realização da dupla camada, será totalmente contemplado, sendo necessário o atendimento do segundo critério (Equação 11), onde $P_{ZD2} < R_1 + P_1$. Desta forma, foram construídos os gráficos de Higuchi modificados, sem a presença da zona macia, com base nos perfis de microdureza (Figuras 4-9 a 4-25) e nas medidas do reforço e da penetração do cordão de solda (Tabelas 13 e 14), indicados nas Figuras 4-26 e 4-27. Nestes gráficos, R representa o reforço, P a penetração e Z_D a zona dura. A incerteza de medição da Z_D é de 0,05 mm.

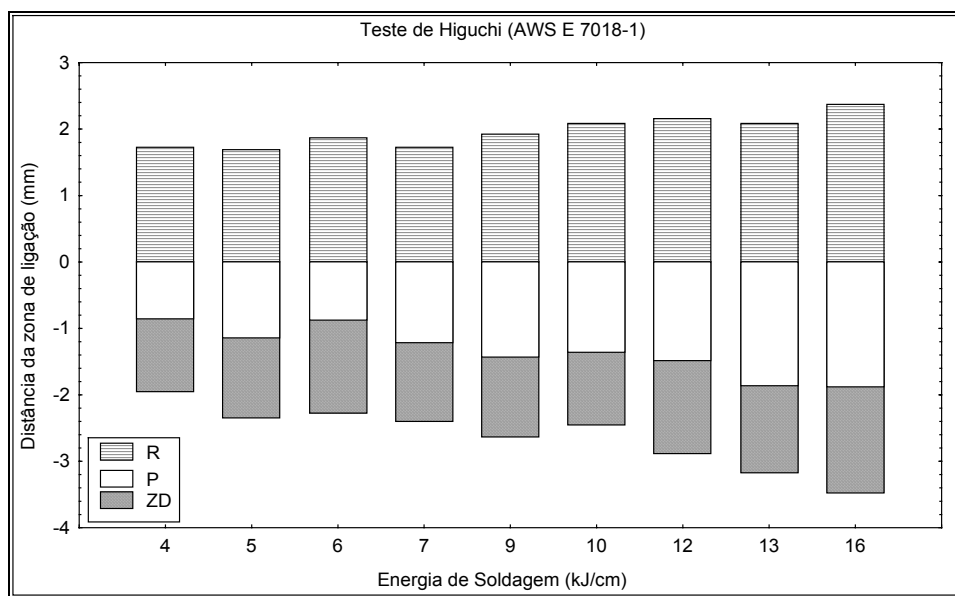


Figura 4-26 – Gráficos de Higuchi utilizando o eletrodo AWS E 7018-1.

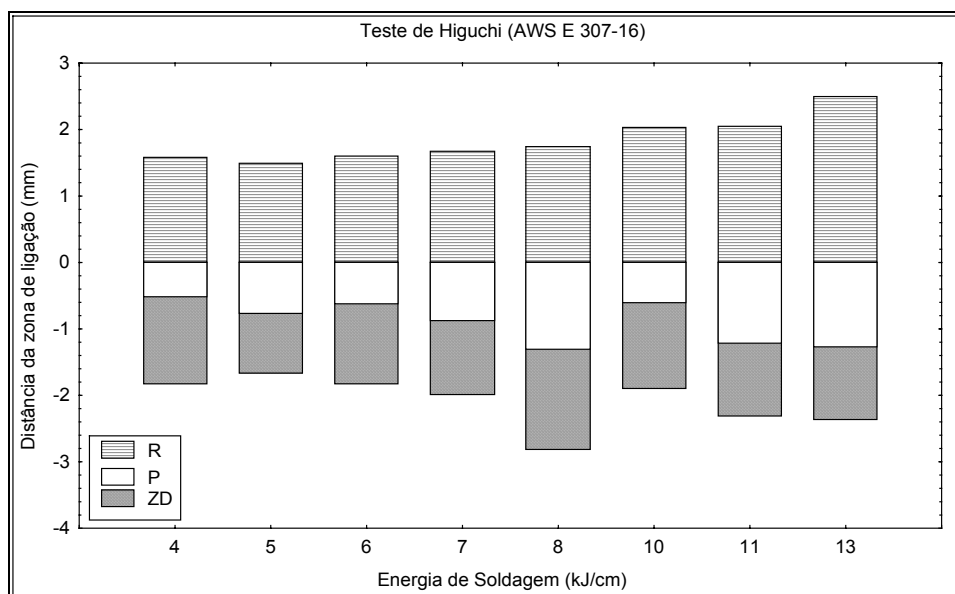


Figura 4-27 – Gráficos de Higuchi utilizando o eletrodo AWS E 307-16.

Tabela 15 – Valores de Δ para as diversas relações de energia para E 7018-1.

| Relações de Energia (kJ/cm) | *Δ (mm) |
|--|--------------------------------------|
| 4/4 | -0,6 |
| 4/9 | +0,3 |
| 9/4 | -1,5 |
| 5/5 | -0,5 |
| 5/10 | -0,4 |
| 5/16 | +0,1 |
| 6/6 | -0,5 |
| 6/12 | -0,1 |
| 9/9 | -0,5 |
| 12/6 | -1,3 |
| 10/5 | -1,1 |
| 10/10 | -1,0 |
| 10/16 | -0,5 |
| 16/5 | -1,9 |
| 16/10 | -1,8 |
| 16/16 | -1,3 |

$$* \Delta = P_{ZD2} - (R_1 + P_1)$$

Tabela 16 - Valores de Δ para as diversas relações de energia para E 307-16.

| Relações de Energia (kJ/cm) | *Δ (mm) |
|--|--------------------------------------|
| 4/4 | -0,3 |
| 4/8 | +0,7 |
| 5/5 | -0,6 |
| 5/10 | -0,4 |
| 10/5 | -1,4 |
| 6/6 | -0,4 |
| 6/11 | +0,1 |
| 7/7 | -0,6 |
| 7/13 | -0,2 |
| 10/10 | -1,2 |
| 10/13 | -0,7 |
| 11/6 | -1,4 |
| 13/5 | -1,6 |
| 13/7 | -1,3 |
| 13/10 | -1,4 |
| 13/13 | -0,9 |

$$* \Delta = P_{ZD2} - (R_1 + P_1)$$

Com base nestes gráficos avaliou-se o critério estabelecido na Equação 11. Aguiar [02] montou uma tabela para facilitar a avaliação deste critério, onde Δ negativo indica que P_{ZD2} é menor que $(R_1 + P_1)$. Esta relação menor garante que não ocorrerá retêmpera da ZAC da primeira camada por efeito da energia de soldagem da segunda camada. Nas Tabelas 15 e 16, montadas para o aço ABNT 1045, percebe-se que a maioria das

relações de energia atende a esta condição. Observa-se ainda, que até mesmo os valores positivos de Δ estão muito próximos de zero, o que, segundo este critério, não compromete a utilização destas relações de energia na técnica da dupla camada.

Deve-se observar que energias muito elevadas na primeira camada e muito baixas na segunda, proporcionam uma ZAC-GG muito extensa e com um crescimento de grão excessivo, reduzindo a tenacidade desta região, pois o aquecimento proporcionado pela energia da segunda camada pode não ser suficiente para causar o grau de refino desejado [01, 03]. No entanto, Arraes Júnior [03] encontrou resultados favoráveis empregando uma relação de energia de 2:1, para o aço ABNT 4340 [03].

4.2 Ensaio em Dupla camada

A Tabela 17 indica as relações de energias selecionadas do teste de Higuchi para serem empregadas no ensaio de dupla camada.

Os corpos de prova foram submetidos à soldagem empregando os parâmetros indicados nas Tabelas 8 e 9 do item 3.2.2. Após a soldagem foram feitas as medições de dureza, de acordo com as indicações da Figura 3-6.

Tabela 17 – Relações de energia selecionadas para os eletrodos E 7018-1 e E 307-16.

| Relações de Energia (kJ/cm) | Tipo de eletrodo |
|-----------------------------|------------------|
| 5/5 | E 7018-1 |
| 5/10 | |
| 10/5 | |
| 10/10 | |
| 10/16 | |
| 5/5 | E 307-16 |
| 5/10 | |
| 10/5 | |
| 10/10 | |
| 13/10 | |

As relações de energias indicadas na Tabela 17 seguem as recomendações da literatura (1:1, 1:2, 2:1), exceto para as relações 10/16 e 13/10. Nestes casos, desejou-se encontrar relações que abrangessem uma faixa mais ampla de energias, para facilitar a aplicação do processo de dupla camada em campo.

Nesta etapa, foram avaliados os graus de refino e de revenimento da ZAC-GG da primeira camada. O refino deve ser proporcionado pelos passes laterais da primeira camada e pelos passes da segunda camada sem que haja uma reaustenitização da primeira camada em temperaturas superiores a 1100 °C para evitar a formação de martensita dura e sem revenimento. As posições de microdureza estão representadas na Figura 3.6 do Capítulo 3 deste trabalho. A posição 2 foi localizada na região em que houve uma aglomeração de grãos pouco refinados.

4.2.1 Resultados para o Eletrodo E 7018-1

O corpo de prova ensaiado com a combinação de energias 5/5, Figura 4-28 a, apresentou microestrutura mais refinada na ZAC-GG da primeira camada comparada com a ZAC-GG do cordão isolado com energia de 5 kJ/cm (Figura 4-3). O refino da ZAC-GG não foi total, como mostra a Figura 4-28 b, pois nas regiões entre passes observa-se a presença de grãos com granulação mais grosseiras, porém não tão grossa quanto a do metal de base (Figura 3-1).

Nestas regiões foram observadas microestruturas bainíticas, o que poderia gerar uma região frágil localizada, como a encontrada por Aguiar [02], porém, de uma forma geral, a dureza não atingiu valores superiores a 300 HV (Figura 4-29 b). Através do gráfico de microdureza, verifica-se que a dureza máxima alcançada na ZAC-GG da primeira camada foi de 300HV (Figura 4-29 a), mostrando que ocorreu um amaciamento desta região tendo em vista que a sua dureza máxima atingida no Higuchi para a energia de 5kJ/cm foi em torno de 750 HV (Figura 4-10). A linha de referência indicada nos gráficos de microdureza refere-se à dureza máxima desejada na ZAC-GG do primeiro passe.

A Figura 4-30 a, mostra o efeito do passe lateral sobre a microestrutura da ZAC para o corpo de prova soldado com uma relação de energia de 5 kJ/cm na primeira camada e 10 kJ/cm na segunda. Através do detalhe em aumento da Figura 4-30 b, percebe-se que na região entre passes a presença de uma granulação pouco refinada é mais visível do que no caso anterior, provavelmente devido a energia da segunda camada ser menor, o que não possibilitou um refino da ZAC-GG da primeira camada de maneira uniforme. Em alguns corpos de prova podem ser observadas a presença de faixas claras (Figura 4-31 a), que, quando ampliadas observou-se a presença de constituinte bainítico, como representado na Figura 4-31 b.

O perfil de microdureza levantado, tanto na região 1 quanto na região 2 da Figura 3-6, indica que a dureza a 1 mm da linha de fusão se mostrou, de uma forma geral, abaixo de 300 HV (Figura 4-32 a e b) e o tamanho de grão mostrou-se menor do que o do metal de base, identificando que ocorreu refino (Figuras 4-30 e 4-31).

A través da análise microestrutural do corpo de prova AD 10/5, (Figura 4-33 a), observa-se que a ZAC da segunda camada se sobrepõe quase totalmente à ZAC da primeira. Por essa razão, a região, com granulação pouco refinada, é menos pronunciada. Um aumento nesta região indicou a presença de constituinte bainítico (Figura 4-33 b).

A dureza encontrada para a relação de energia 10/5, nas posições 1 e 2 já mencionadas, manteve-se bem abaixo de 300 HV, podendo ser observada nas Figura 4-34 a e b.

A Figura 4-35a indica a microestrutura da região entre passes do corpo de prova AD 10/10. Com esta relação de energia a segunda camada conseguiu refinar quase uniformemente a ZAC-GG da primeira camada o que ocasionou numa região, de grãos pouco refinados, bastante reduzida. A Figura 4-35b detalha a região de transição entre a ZAC-GG pouco refinada e ZAC-GF.

A dureza obtida a 1 mm da zona de ligação foi abaixo de 300 HV para ambas posições de medição (Figura 4-36 a e b). O pico de dureza em torno de 450 HV observado no gráfico da Figura 4-36 a, deve-se a não uniformidade da microestrutura do metal de base.

A Figura 4-37a mostra a microestrutura do corpo de prova AD 10/16, soldado com energia de 10 kJ/cm na primeira camada e 16 kJ/cm na segunda. A energia mais alta na segunda camada proporcionou um refino uniforme da ZAC-GG da primeira camada, não sendo visível, para esta relação, a região com grãos pouco refinados. A Figura 4-37 mostra a região de transição entre a ZAC-GG e o metal de solda, mostrando a uniformidade dos grãos da ZAC-GG próximo a zona de ligação - ZL.

Observando os perfis de microdureza da Figura 4-38 a e b, percebe-se que, a 1 mm da ZL, a dureza se manteve em torno de 300 HV.

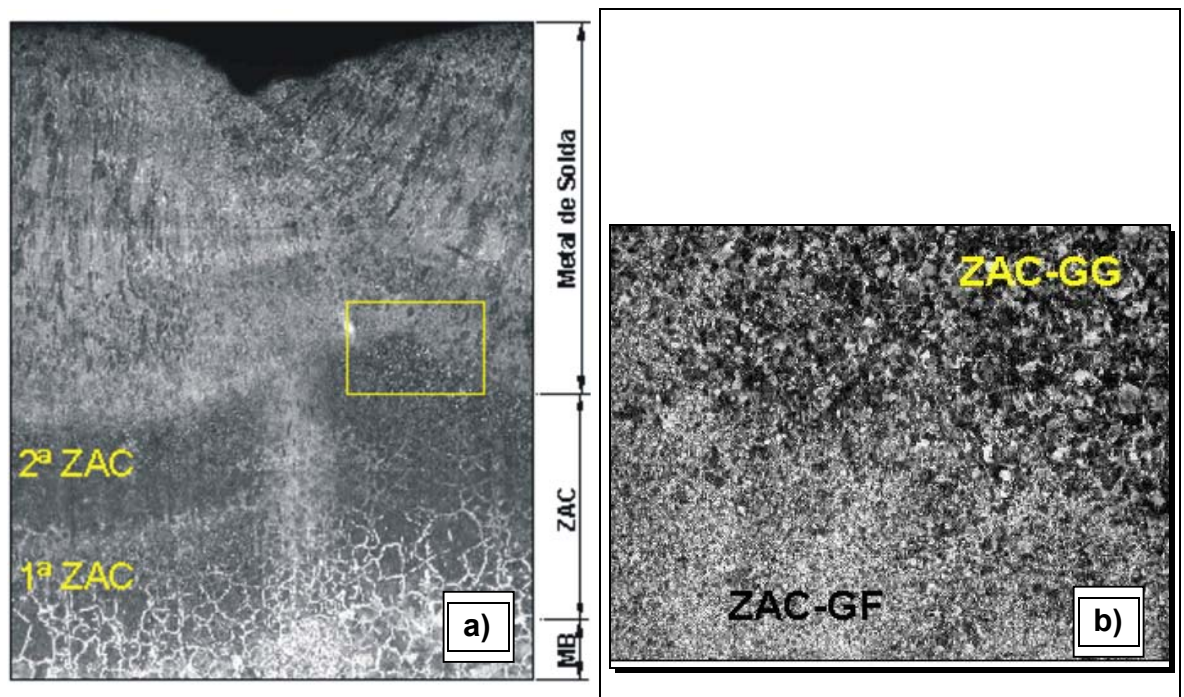


Figura 4-28 – Corpo de prova dupla camada AD 5/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região do detalhe ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 200X. Ataque: nital 2%.

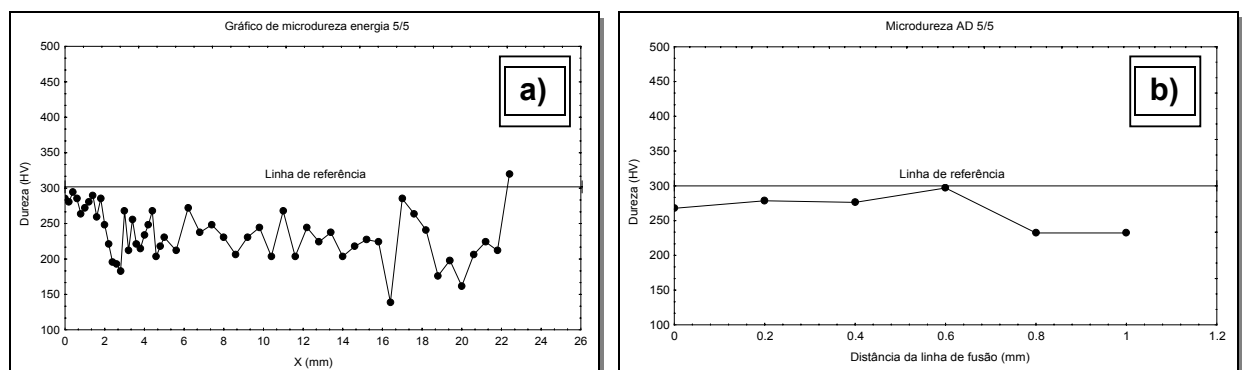


Figura 4-29 – Corpo de prova AD 5/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2 indicada na Figura 3.6, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada.

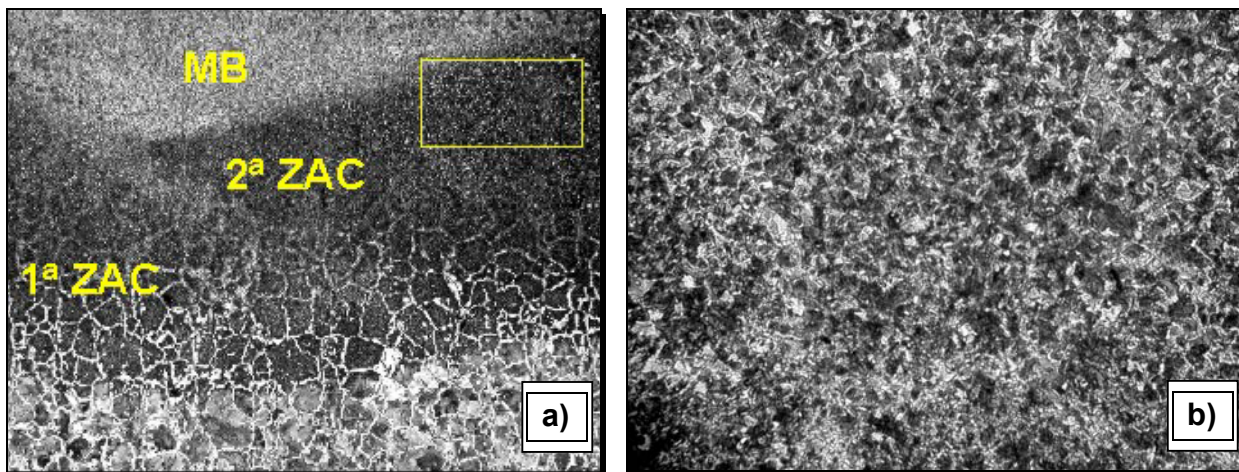


Figura 4-30 – Corpo de prova AD 5/10. a) Microestrutura resultante do passe lateral, 13X; b) Detalhe ampliado da ZAC-GG, 100X. Ataque: nital 2%.

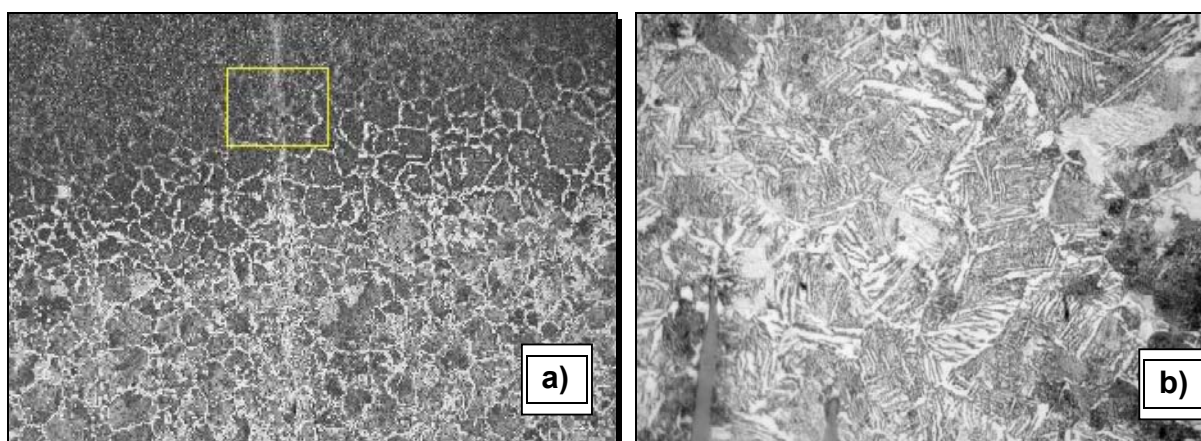


Figura 4-31 – Corpo de prova AD 5/10. a) Presença de faixa clara, 13X; b) Detalhe ampliado da faixa, 500X. Ataque: nital 2%.

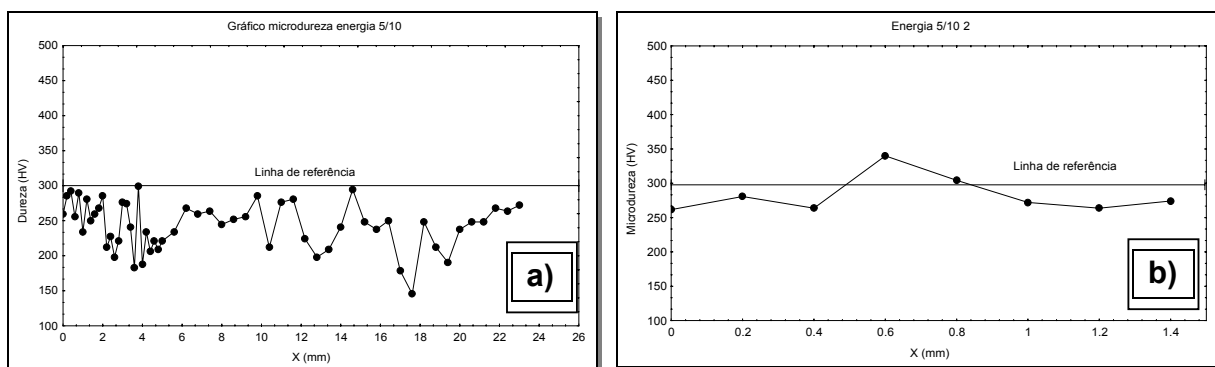


Figura 4-32 – Corpo de prova AD 5/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada.

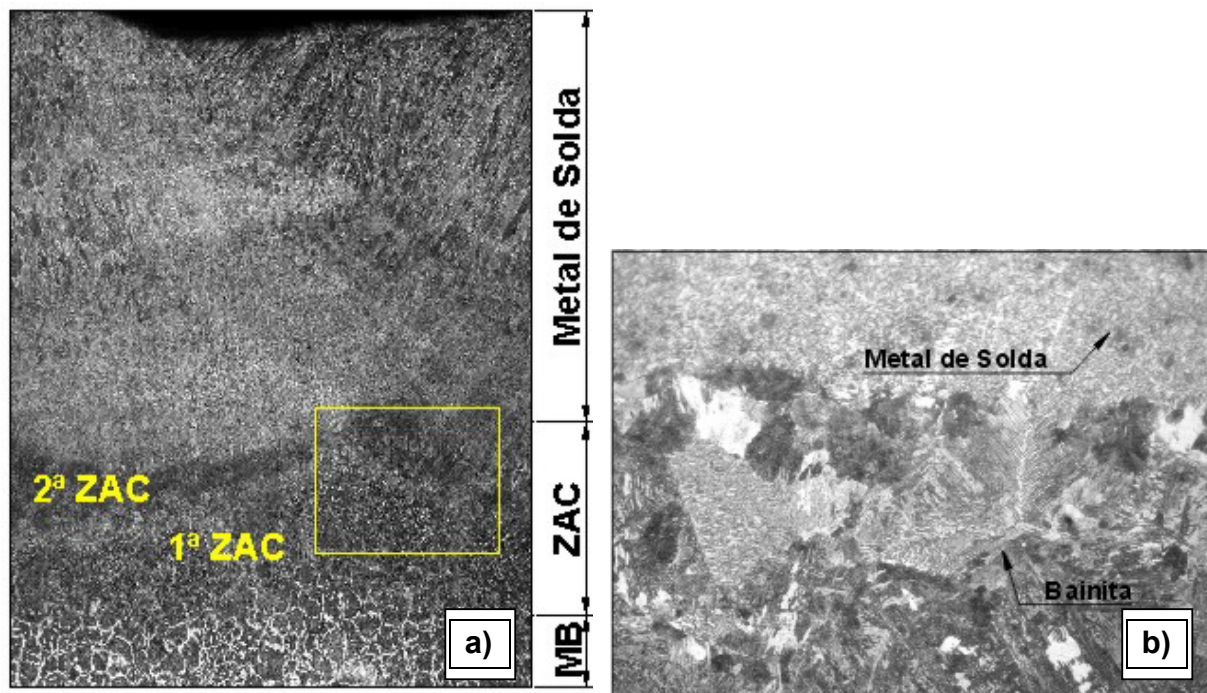


Figura 4-33 – Corpo de prova dupla camada AD 10/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Detalhe ampliado, 200X. Presença de bainita. Ataque: nital 2%.

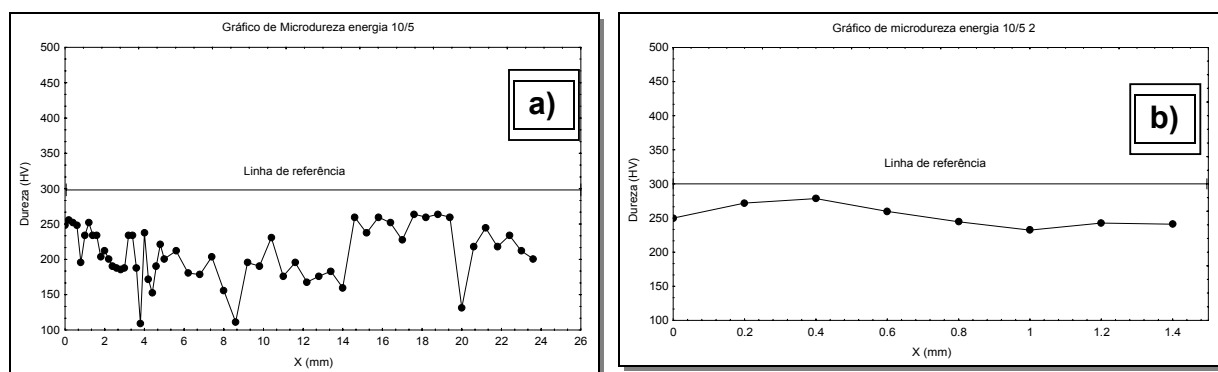


Figura 4-34 - Corpo de prova AD 10/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada.

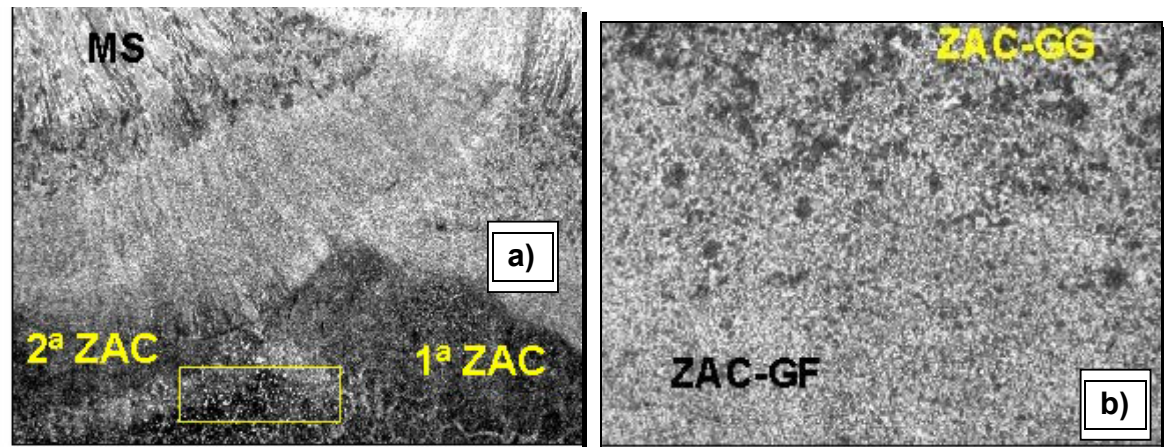


Figura 4-35 – Corpo de prova AD 10/10. a) ZAC entre passes, 13X. b) Detalhe aumentado. Região da ZAC-GG com grão pouco refinado, 100X. Ataque: nital 2%.

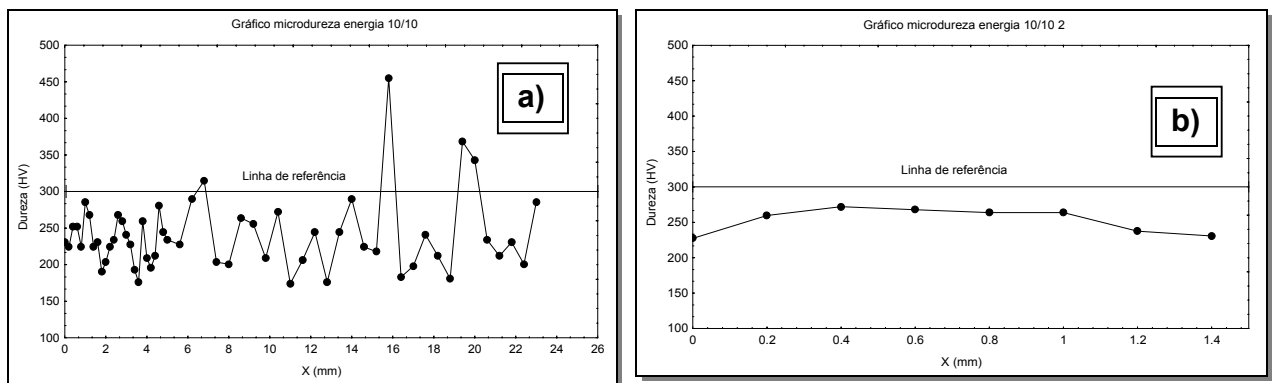


Figura 4-36 - Corpo de prova AD 10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada.

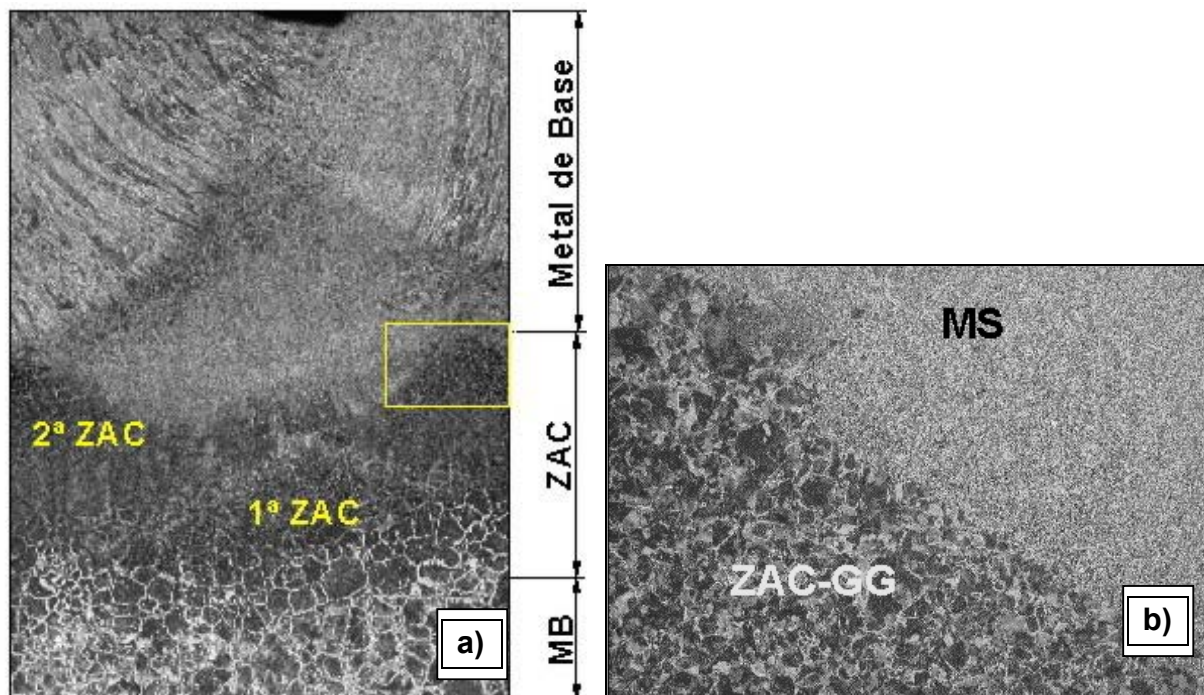


Figura 4-37 - Corpo de prova dupla camada AD 10/16. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG refinada, 100X. Ataque: nital 2%.

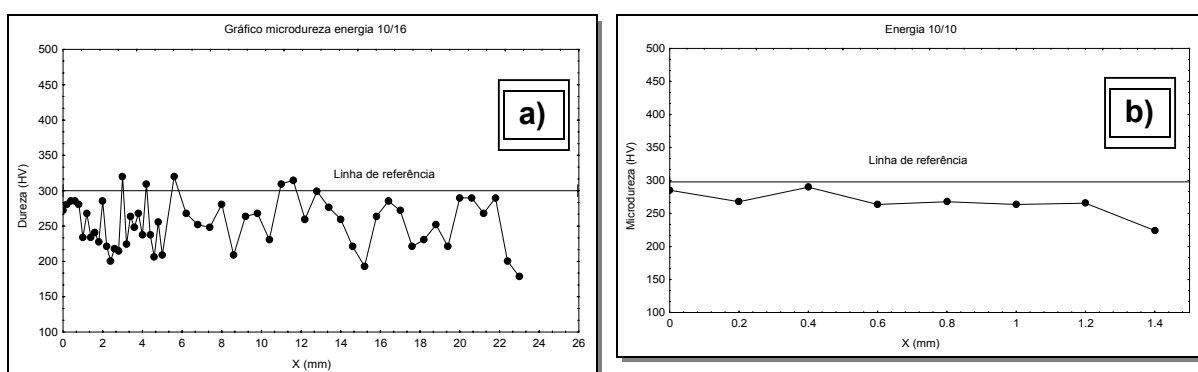


Figura 4-38 - Corpo de prova AD 10/16. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada.

4.2.2 Eletrodo E 307-16

O corpo de prova ensaiado com a combinação de energia 5/5, Figura 4-39 a, apresentou microestrutura refinada na ZAC-GG da primeira camada comparada com a ZAC-GG do cordão isolado com energia de 5 kJ/cm, Figura 4-6. Analisando a Figura

4-39b, observa-se que, também neste caso, a região entre passes, da ZAC-GG, apresenta grãos com granulação mais grosseiras e grãos refinados.

A dureza a 1 mm da linha de fusão para o ADI 5/5, como mostra o perfil de microdureza da Figura 4-40a, fica em torno de 300 HV, e na região 2 indicada na Figura 4-40b, fica em torno de 250 HV. Trata-se de uma dureza muito baixa descartando, então a possibilidade de zona frágil localizada nesta região.

A Figura 4-41 mostra o efeito do passe lateral, sobre a microestrutura, para o corpo de prova soldado com uma relação de energia de 5 kJ/cm na primeira camada e 10 kJ/cm na segunda. Foi observada, com menos intensidade, uma região entre passes com granulação mais grosseira do que a ZAC-GG refinada pelo passe da segunda camada. A dureza levantada ficou abaixo de 300 HV, como pode ser observado na Figura 4-43, uma dureza baixa descartando a presença de microconstituintes fragilizantes. Fazendo uma análise comparativa entre a microestrutura da ZAC-GG para o corpo de prova ADI 5/10 (Figura 4-42) com a microestrutura do metal base (Figura 3-1) observa-se uma redução acentuada do tamanho de grão.

A microestrutura do corpo de prova AD 10/5, (Figura 4-44a), mostra que também houve refino do grão da ZAC-GG da primeira camada, quando comparada com a microestrutura do metal de base. O perfil de microdureza representado na Figura 4-45a, mostra que a segunda camada cumpriu o seu papel de revenimento e refino. Porém, a região entre passes apresentou uma variação de dureza entre 300 e 400 HV, a 1 mm da LF (região da ZAC-GG), dureza próxima de constituinte bainítico. Isso ocorre pelo fato da energia da segunda camada ser bem menor do que a da primeira. Não havendo condições adequadas para a realização de refino e revenimento uniformes dos grãos da ZAC-GG nas camadas entre passes.

Através das microestruturas dos corpos de prova ADI 10/10 (Figura 4-46) e ADI 13/10 (Figura 4-48), percebe-se que houve um refino mais uniforme dos grãos da ZAC-GG. Os perfis de microdureza destes corpos de prova, representados nas Figura 4-47 e 4-49, ficaram abaixo de 300 HV. Os pontos de queda de dureza representam as medições feitas sobre inclusões de sulfetos de manganês, identificadas através de EDX.

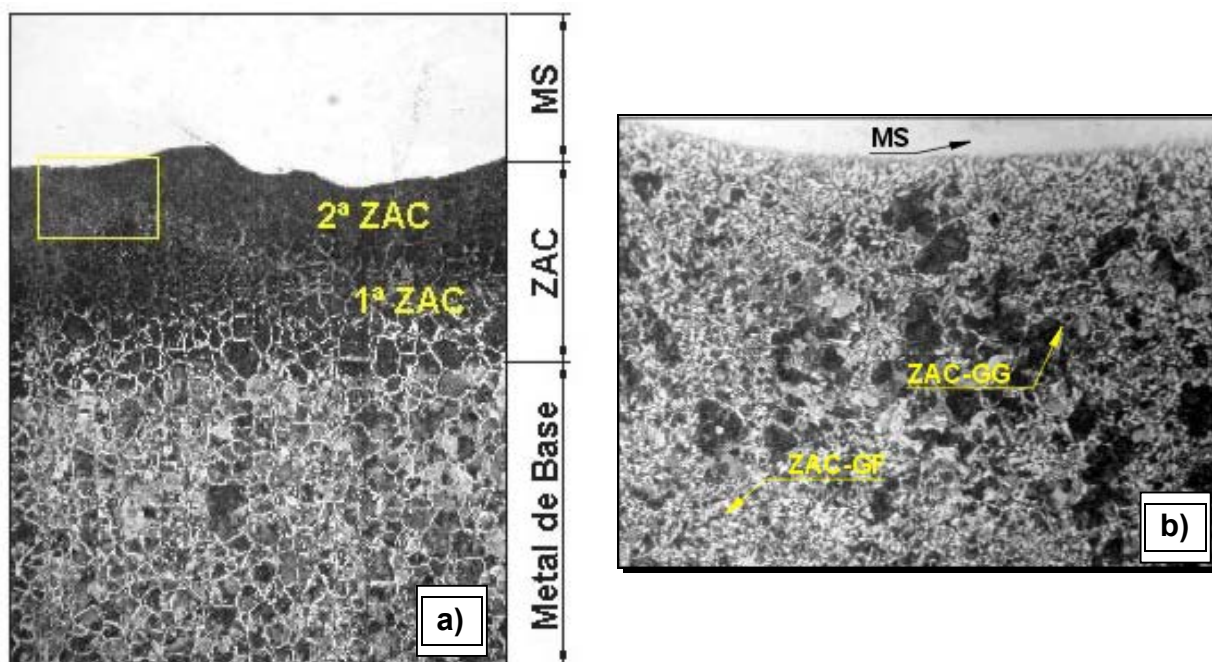


Figura 4-39 – Corpo de prova dupla camada ADI 5/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região do detalhe ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 250X. Ataque: nital 2%.

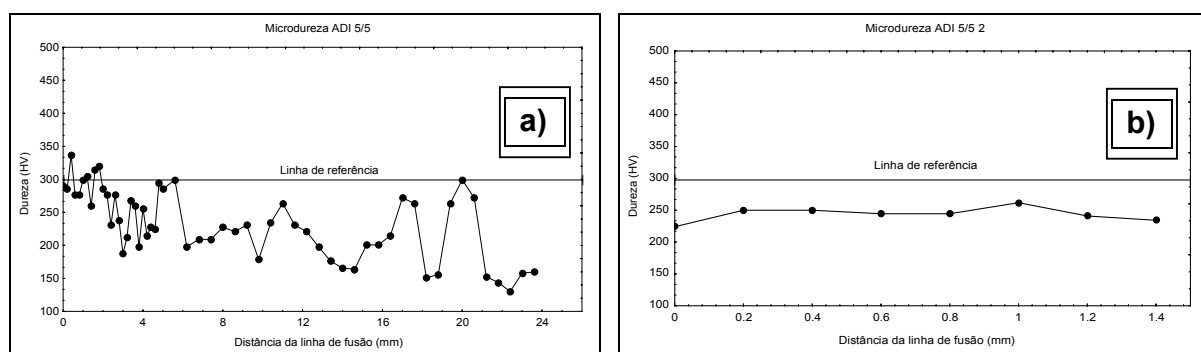


Figura 4-40 – Corpo de prova ADI 5/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada.

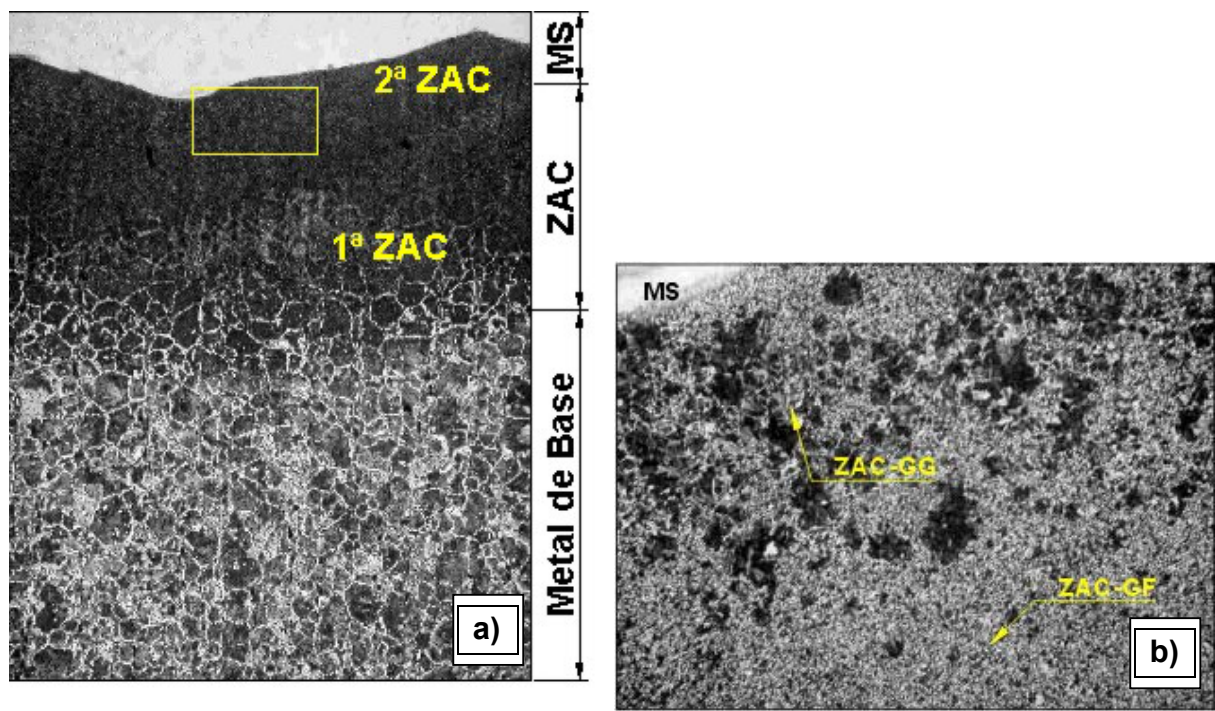


Figura 4-41 – Corpo de prova ADI 5/10. a) Efeito do passe lateral, 13X; b) Detalhe ampliado da região de ZAC-GG, 100X. Ataque: nital 2%.

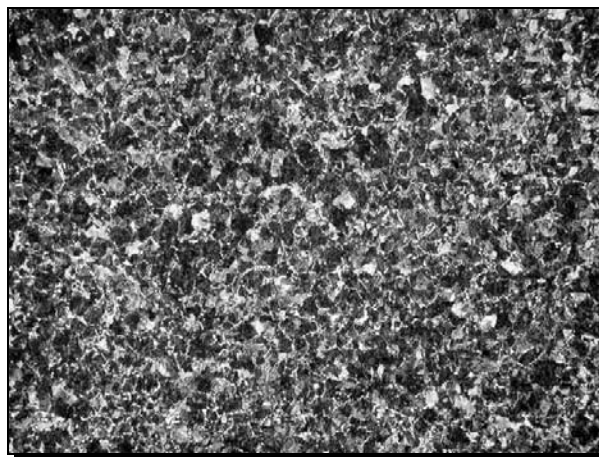


Figura 4-42 – ZAC-GG do corpo de prova ADI 5/10. Ataque: nital 2%, 100X.

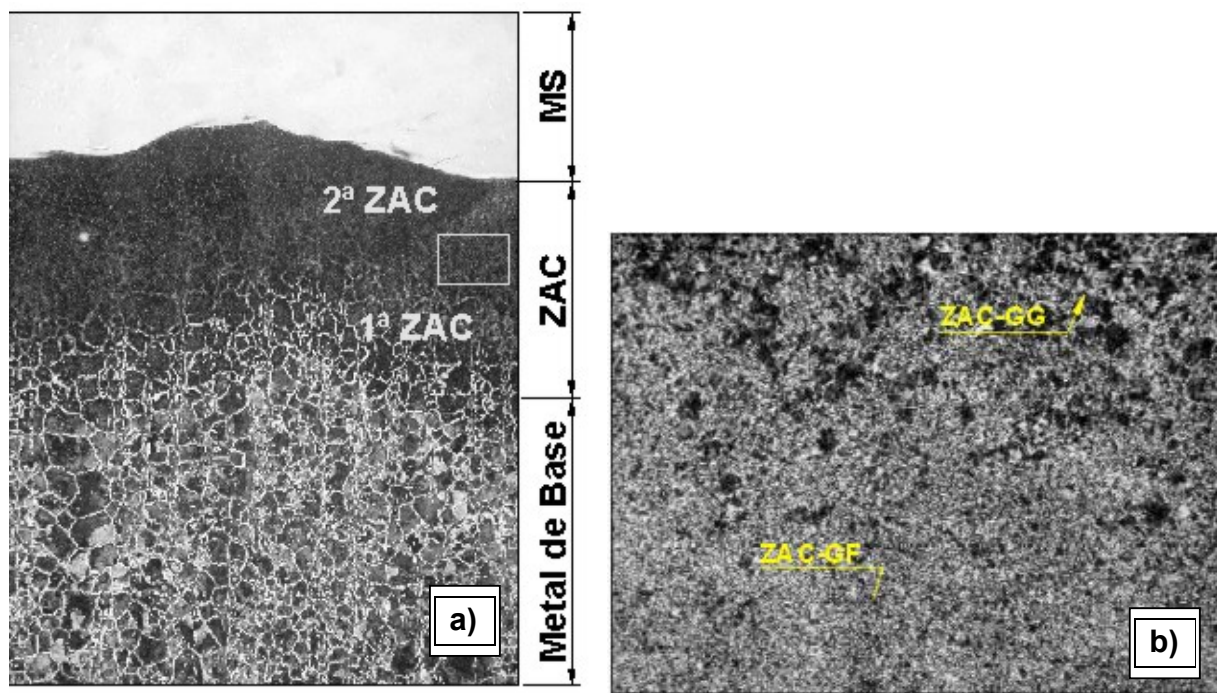


Figura 4-46 – Corpo de prova ADI 10/10. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Detalhe ampliado. ZAC-GG com grãos pouco refinados, 100X. Ataque: nital 2%.

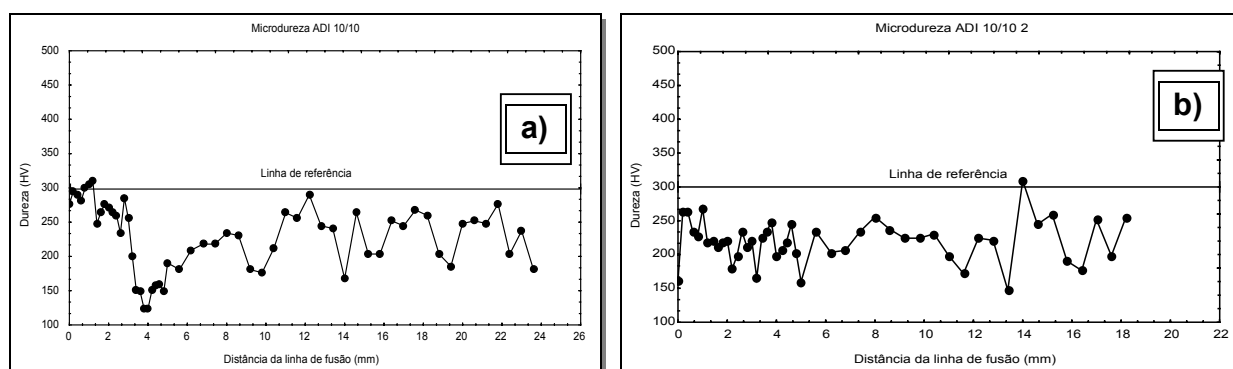


Figura 4-47 - Corpo de prova ADI 10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada.

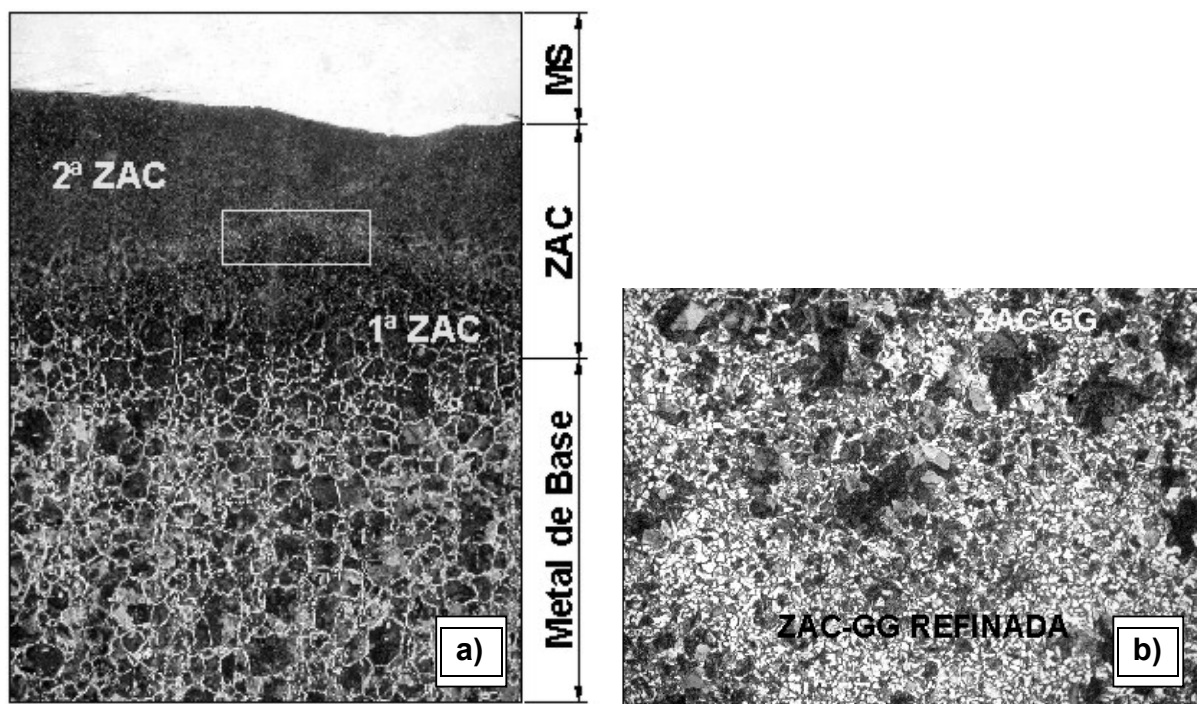


Figura 4-48 - Corpo de prova dupla camada ADI 13/10. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%.

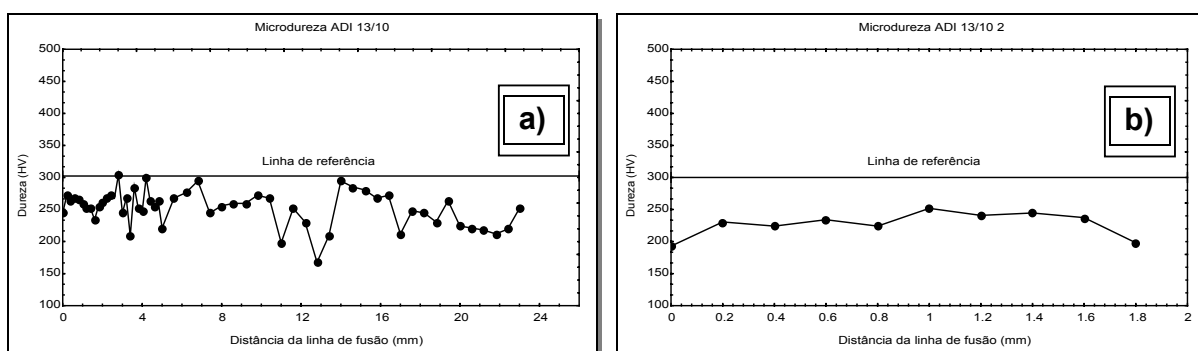


Figura 4-49 - Corpo de prova ADI 13/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2, localizada na região entre passes com granulação pouco refinada.

4.3 Ensaio com Junta Semi-V

Através deste ensaio foi avaliado o grau de tenacidade da ZAC do aço ABNT 1045 utilizando-se no procedimento de soldagem, duas e três camadas de amanteigamento. Foram soldados 12 corpos de prova semi-V dos quais foram retiradas cinco amostras de cada corpo de prova para realização de TTPS. Utilizou-se para o amanteigamento as

relações de energia de soldagem que constam na Tabela 10 para o eletrodo E 7018-1 e na Tabela 11 para o eletrodo E 307-16.

A microestrutura seguiu a mesma tendência do ensaio com dupla camada, porém a presença de grãos pouco refinados nas regiões entre passes da ZAC-GG foi menos intensa.

Foi observado, para uma mesma relação de energia, um maior refinamento dos grãos da ZAC-GG na soldagem semi-V do que na dupla camada.

Algumas regiões do metal de base dos corpos de prova com TTPS apresentaram faixas de grãos grossos e de grãos refinados. Esta não uniformidade da microestrutura deve-se provavelmente à temperatura de revenimento empregada. A temperatura de 530 °C foi escolhida para alcançar a dureza de 300 HV em todo o material e está próxima do limite superior da faixa de temperatura onde ocorre fragilidade ao revenido [08].

A seguir, serão mostrados os resultados encontrados para os dois tipos de eletrodos aplicados.

4.3.1 E 7018-1

O refino dos grãos da ZAC-GG foi alcançado em todas as relações de energias aplicadas. As regiões entre passes também apresentaram grãos pouco refinados, mas em menor quantidade do que nos ensaios de dupla camada. Isto confirma que relações de energia de 1:1, 1:2 e 2:1 e ainda a relação de energia 10/16, garantem bons resultados com relação ao refino e revenimento da ZAC-GG nas soldagens em dupla camada, no aço ABNT 1045.

A Figura 4-50a mostra a microestrutura do corpo de prova AV 5/5 com as regiões da ZAC da primeira e da segunda camadas indicadas. Percebe-se que a ZAC-GG da segunda camada ficou dentro do MS (região formada pelo reforço mais a penetração) da primeira camada, atendendo ao 2º Critério da técnica da dupla camada (Equação 11).

A Figura 4-50b mostra a região pouco refinada com um aumento maior no microscópio ótico, mostrando que a ZAC-GG apresentou grãos mais uniformes do que os encontrados no corpo de prova da dupla camada (Figura 4-28).

Os perfis de microdureza apresentaram valores abaixo de 300 HV, o que confirma a observação anterior (Figura 4-51).

A Figura 4-52a, mostra o efeito do passe lateral sobre a microestrutura da ZAC para o corpo de prova AV 5/10 soldado com uma relação de energia de 5 kJ/cm na primeira camada e 10 kJ/cm na segunda. Através do detalhe em aumento na Figura 4-52b, a região entre passes apresenta uma granulação pouco refinada mais visível do que no caso anterior. Como já foi dito para a soldagem com dupla camada, provavelmente isto se deve à energia da segunda camada ser menor do que a da primeira, não possibilitando um refino da ZAC da primeira camada de maneira uniforme.

O perfil de microdureza levantado, tanto na região 1 quanto na região 2, apresentadas na Figura 3-6, indica que a dureza a 1 mm da linha de fusão se mostrou abaixo de 300 HV (Figura 4-53 a e b).

Na microestrutura do corpo de prova AV 10/5, representada na Figura 4-54a, percebe-se que a ZAC-GG da segunda camada não foi extensa o suficiente para ocasionar refino e revenimento uniforme da ZAC-GG da primeira camada, como já foi dito para a mesma relação de energia na dupla camada. A Figura 4-54b mostra esta região ampliada. Apesar da não uniformidade no refino dos grãos, ainda assim, a ZAC-GG nesta região (Figura 4-55) apresentou grãos mais refinados do que o metal de base.

Pela Figura 4-56 os gráficos de microdureza indicam que, apesar dos grãos da ZAG-GG entre passes pouco refinados, a dureza média alcançada ficou abaixo de 300 HV. O refino dos grãos da ZAC-GG podem ser confirmados comparado-se a Figura 4-55 com a Figura 3-1 do metal de base.

No corpo de prova soldado com energia 10 kJ/cm na primeira e na segunda camada percebe-se que o ciclo térmico da segunda camada provocou um refino uniforme nos grãos da ZAC-GG da primeira camada. O que pode ser observado na Figura 4-57 a e b.

Para o corpo de prova AV 10/10 encontrou-se uma dureza em torno de 250 HV (Figura 4-58). Não foi observada uma região concentrada, na ZAC-GG, com grãos pouco refinados, por essa razão, o perfil de microdureza na posição 2 não foi realizado.

A Figura 4-59a mostra a microestrutura do corpo de prova AV 10/16, soldado com energia de 10 kJ/cm na primeira camada e 16 kJ/cm na segunda. A energia mais alta na segunda camada proporcionou um refino uniforme da ZAC-GG da primeira camada, não sendo visível, para esta relação, a região com grãos pouco refinados. A Figura 4-59b

mostra a região de transição entre a ZAC-GG e o metal de solda, mostrando a uniformidade dos grãos da ZAC-GG próximo a zona de ligação.

Para esta condição de soldagem, o soldador sentiu dificuldade de controlar os parâmetros devido à excessiva energia da segunda camada.

Observando os perfis de microdureza da Figura 4-60 a e b, percebe-se que, a 1 mm da ZL, a dureza se manteve abaixo de 300 HV.

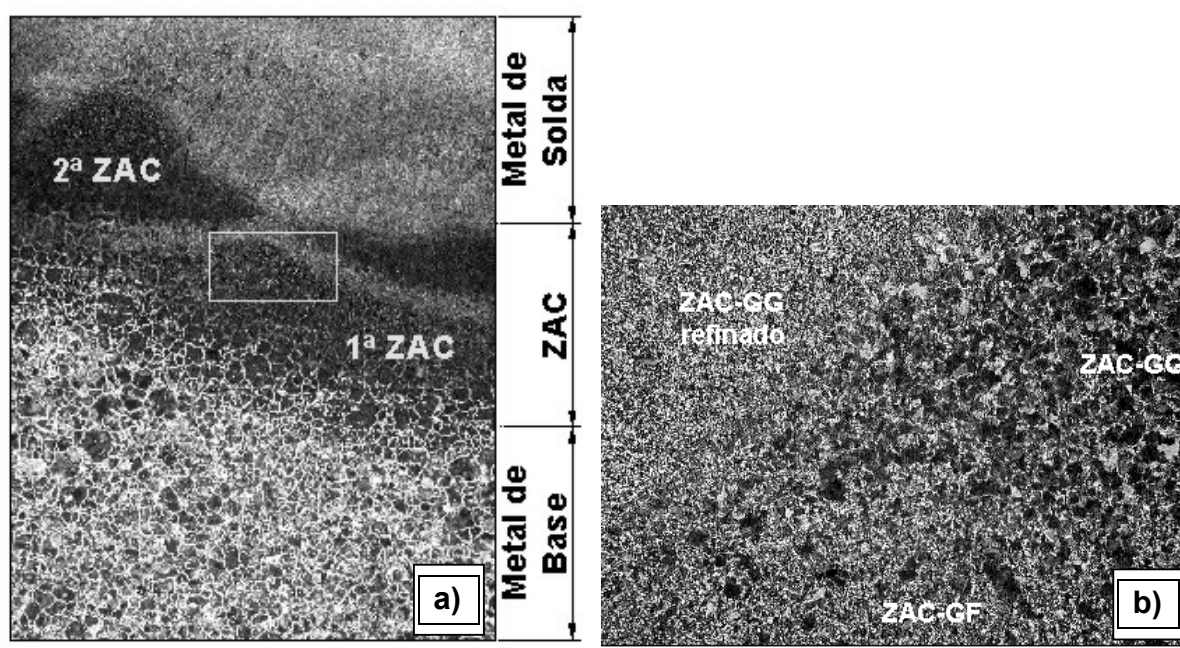


Figura 4-50 – Corpo de prova dupla camada AV 5/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região do detalhe ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%.

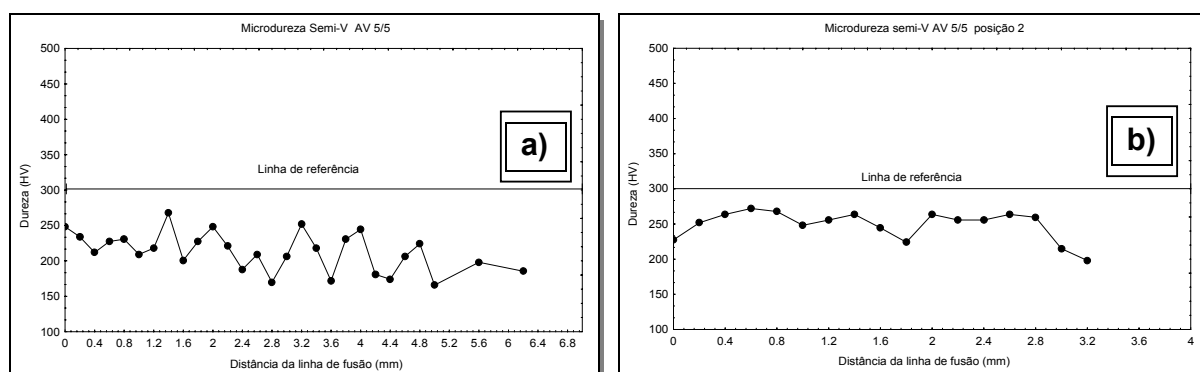


Figura 4-51 – Corpo de prova AV 5/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2.

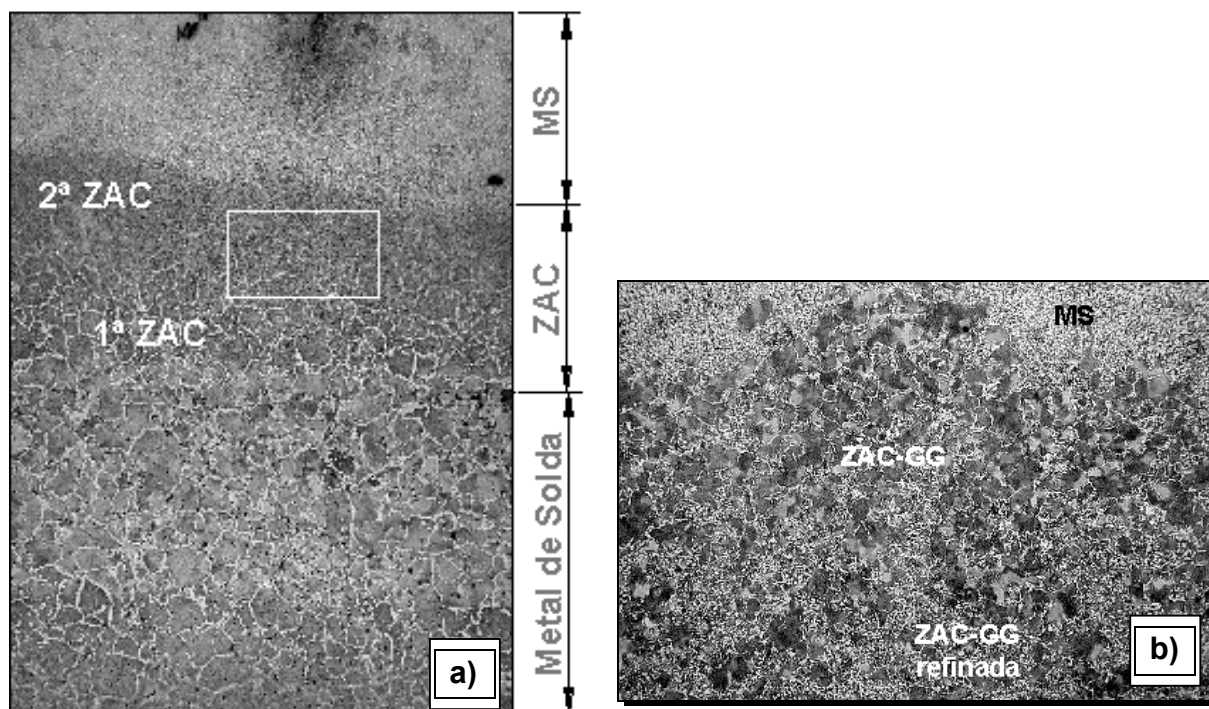


Figura 4-52 – Corpo de prova AV 5/10. a) Efeito do passe lateral, 13X; b) Detalhe ampliado. ZAC-GG, 100X. Ataque: nital 2%.

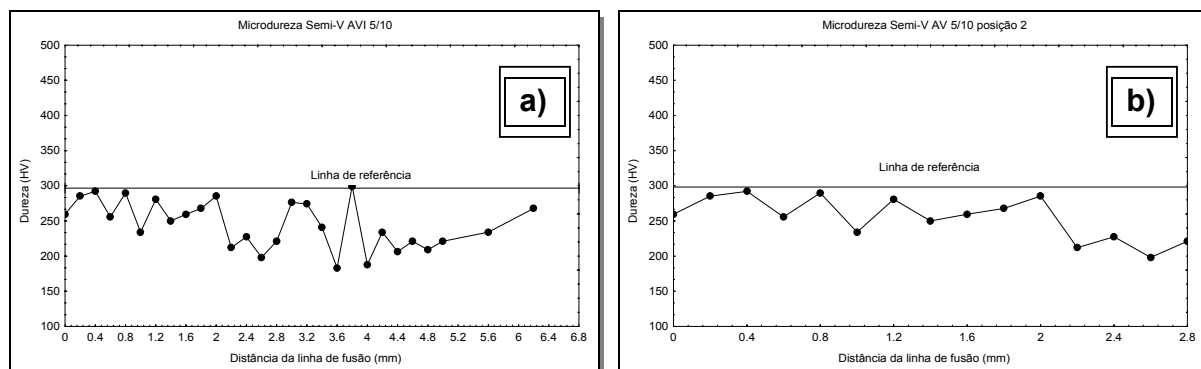


Figura 4-53 – a) Gráfico microdureza corpo de prova AV 5/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2.

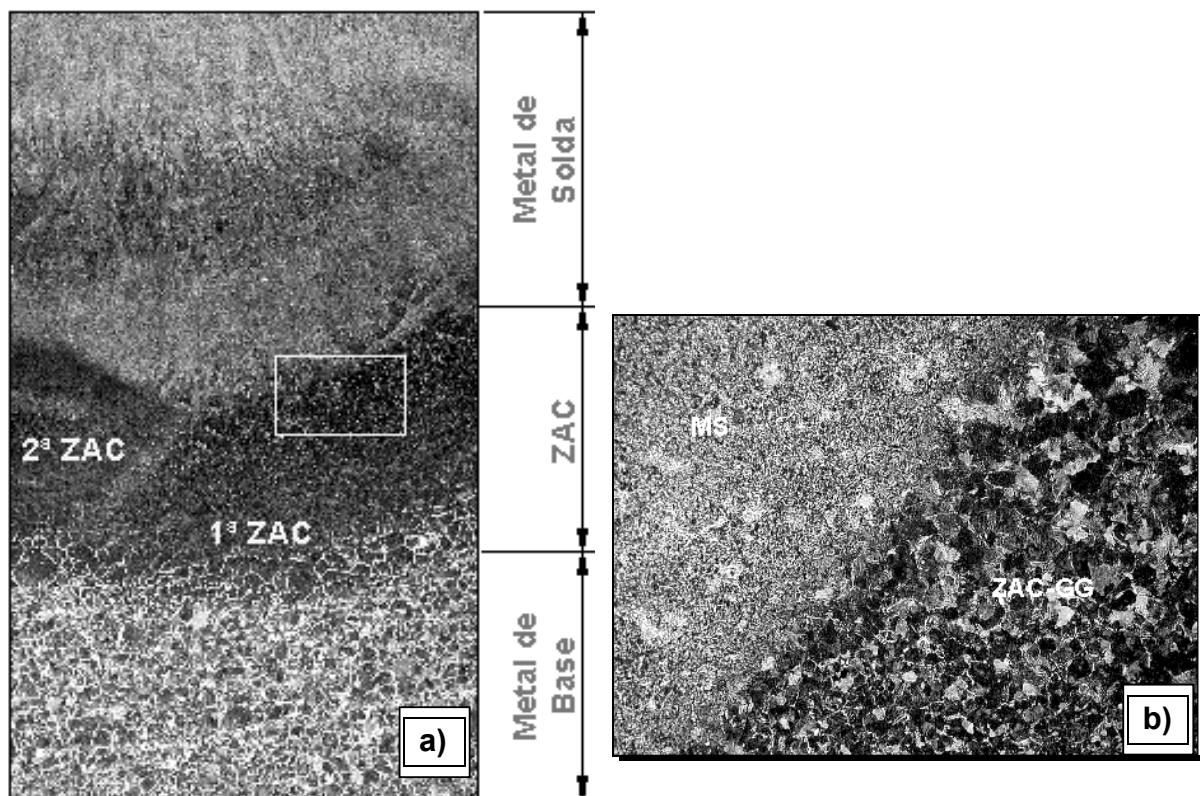


Figura 4-54 – Corpo de prova dupla camada AV 10/5. a) Regiões do corpo de prova; b) Detalhe ampliado. Presença de bainita. Ataque: nital 2%.

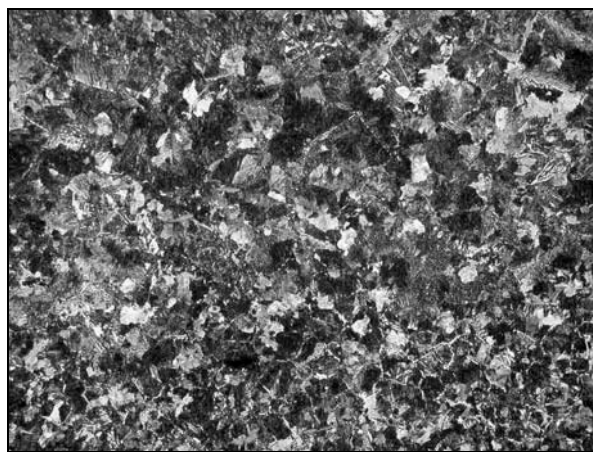


Figura 4-55 – ZAC-GG do corpo de prova AV 10/5. Ataque: nital 2%, 100X.

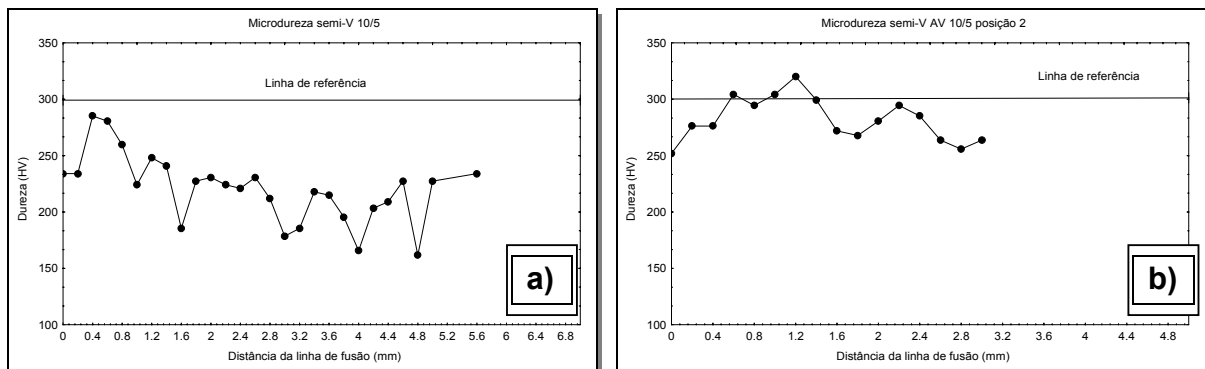


Figura 4-56 – Corpo de prova AV 10/5. Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2.

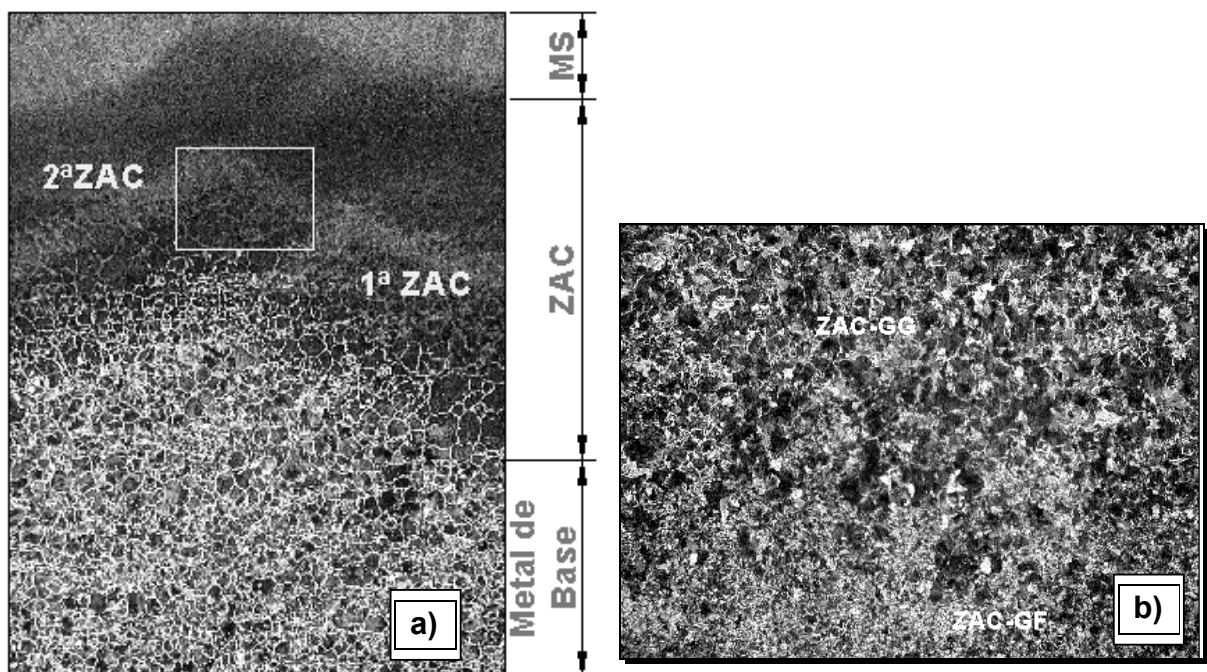


Figura 4-57 – Corpo de prova AV 10/10. a) ZAC entre passes, 13X. b) Detalhe aumentado. Região da ZAC-GG com grão pouco refinado, 100X. Ataque: nital 2%.

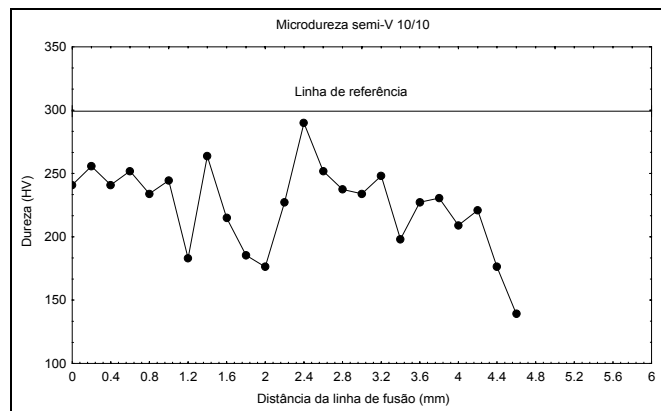


Figura 4-58 - Gráfico microdureza corpo de prova AV 10/10 na posição 1 da Figura 3-6.

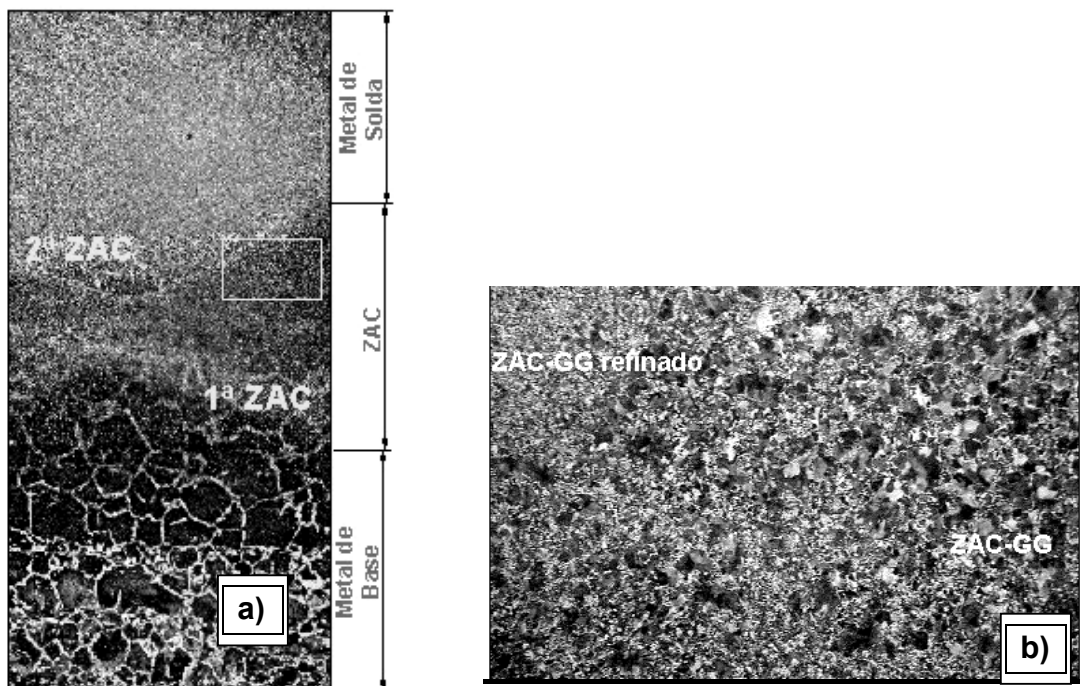


Figura 4-59 - Corpo de prova dupla camada AV 10/16. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%.

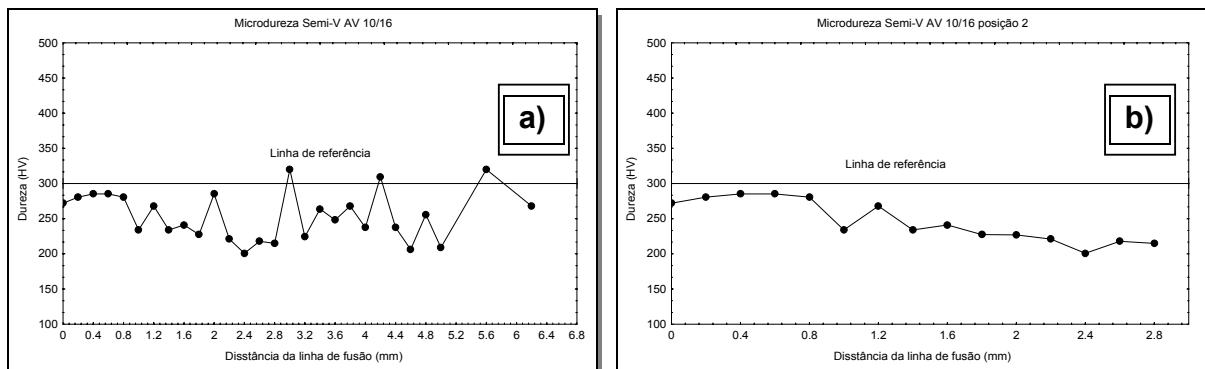


Figura 4-60 - Corpo de prova AD 10/16. a) Gráfico microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Gráfico de microdureza na posição 2.

4.3.2 E 307-16

As relações de energias de soldagem empregadas na primeira e segunda camada do amanteigamento para o eletrodo AWS E 307-16 seguiram a mesma tendência do ensaio em dupla camada. O refino dos grãos da ZAC-GG foi alcançado em todas as relações de energias. As regiões entre passes também apresentaram grãos pouco refinados, mas em menor quantidade do que nos ensaios de dupla camada.

Comparando, também, as microestruturas dos corpos de prova numa seção perpendicular a face amanteigada, soldados com eletrodos inoxidáveis, utilizando-se as relações de energia selecionadas, com a microestrutura do metal de base como recebido, Figura 3-1, percebe-se que houve um refino acentuado do grão. Novamente confirmando que relações de energia de 1:1, 1:2 e 2:1 garantem bons resultados nas soldagens com dupla camada.

A Figura 4-61 mostra a microestrutura do corpo de prova AVI 5/5 com as regiões da ZAC da primeira e da segunda camadas indicadas. Como foi observado para o eletrodo E 7018-1, a ZAC-GG da segunda camada também ficou dentro do MS (região formada pelo reforço mais a penetração) da primeira camada, atendendo ao 2º Critério da técnica da dupla camada (Equação 11).

A Figura 4-61b mostra a região pouco refinada com um aumento maior no microscópio ótico, mostrando que a ZAC-GG apresentou grãos mais uniformes do que os encontrados no corpo de prova dupla camada (Figura 4-39).

Os perfis de microdureza representados na Figura 4-62 apresentaram uma microdureza abaixo de 300 HV, confirmando que ocorreu refino e revenimento dos grãos da ZAC-GG.

A Figura 4-63 apresenta o efeito do passe lateral sobre a microestrutura da ZAC-GG para o corpo de prova soldado com uma relação de energia de 5 kJ/cm na primeira camada e 10 kJ/cm na segunda. Como observado na soldagem com dupla camada, a região entre passes com granulação mais grosseira ocorreu em menor intensidade. A dureza levantada ficou abaixo de 300 HV, como pode ser observado na Figura 4-64. Trata-se de uma dureza baixa descartando a presença de constituintes fragilizantes.

A microestrutura do corpo de prova AVI 10/5 está representada na Figura 4-65. A relação de 2:1 não proporciona um refino uniforme dos grãos da ZAC-GG, na região entre passes, comprovando o que foi observado na soldagem com dupla camada para a mesma relação de energia. Apesar disto, o perfil de microdureza não apresentou características de constituintes fragilizantes, pois a 1 mm da LF a dureza na posição 1 ficou em torno de 250 HV (Figura 4-66a) e na posição 2 ficou em torno de 300 HV (Figura 4-66b).

Através da microestrutura do corpo de prova AVI 10/10 (Figura 4-67) percebe-se que houve refino mais uniforme dos grãos da ZAC-GG. Os perfis de microdureza deste corpo de prova, representados na Figura 4-68, ficaram abaixo de 300 HV.

As Figura 4-69a e b apresentam a microestrutura do corpo de prova AVT 5/5/5, com três camadas de amanteigamento. Os grãos da ZAC-GG do primeiro passe não obtiveram refino uniforme. Tal fato não prejudicou o revenimento da ZAC-GG que apresentou valores de dureza abaixo de 300 HV, como indica a Figura 4.70.

Nas soldagens com três camadas de amanteigamento a melhor relação encontrada foi a do corpo de prova AVT 5/10/10, onde foi observado um elevado grau de refino na ZAC-GG, não sendo observada a presença de grãos pouco refinados na região entre passes. Observando a Figura 4-71, e analisando o gráfico da Figura 4-72, onde a dureza se manteve abaixo de 250 HV, percebe-se que o ciclo térmico da segunda camada refinou o a ZAC-GG da primeira camada e a terceira camada realizou o revenimento. Isto foi comprovado no ensaio de impacto Charpy-V, conforme será apresentado no item 4.4.

Observando a microestrutura do corpo de prova AVT 10/10/10, representado na Figura 4-73a, percebe-se que ocorreu um refino uniforme dos grãos da ZAC-GG da primeira camada mas, na região entre passes foi encontrado grãos pouco refinados. Porém, nenhum fator fragilizante foi confirmado no perfil de microdureza onde, nas duas posições medidas, a dureza máxima não ultrapassou 300 HV (Figura 4.74).

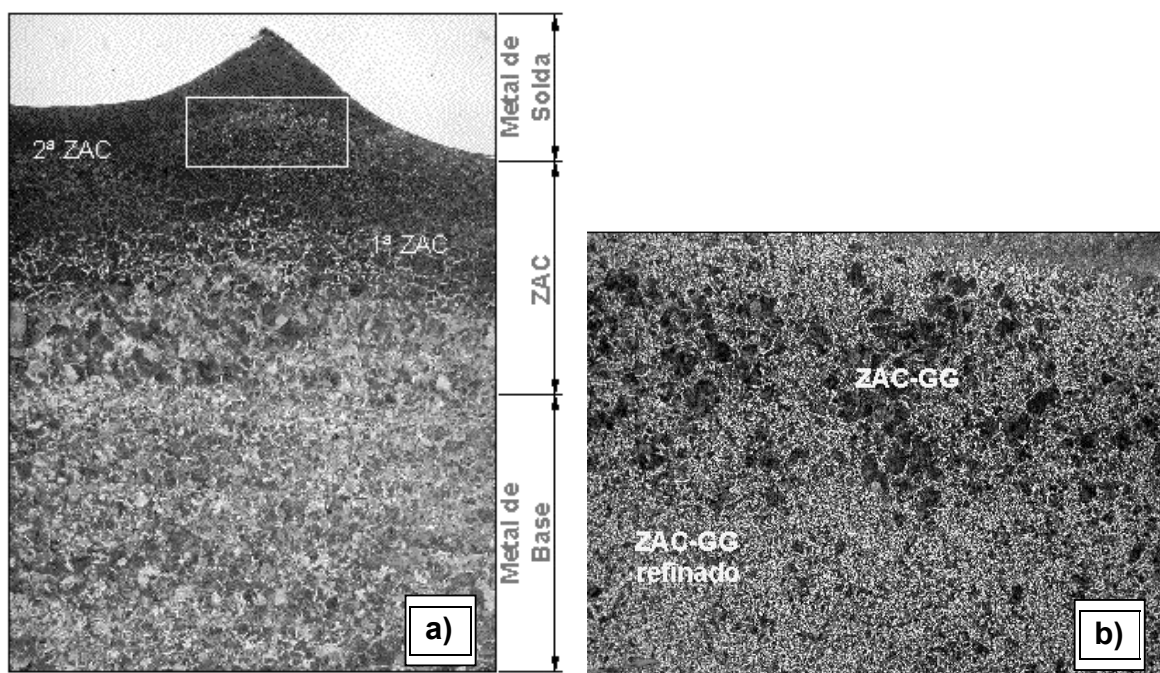


Figura 4-61 – Corpo de prova dupla camada AVI 5/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região do detalhe ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%.

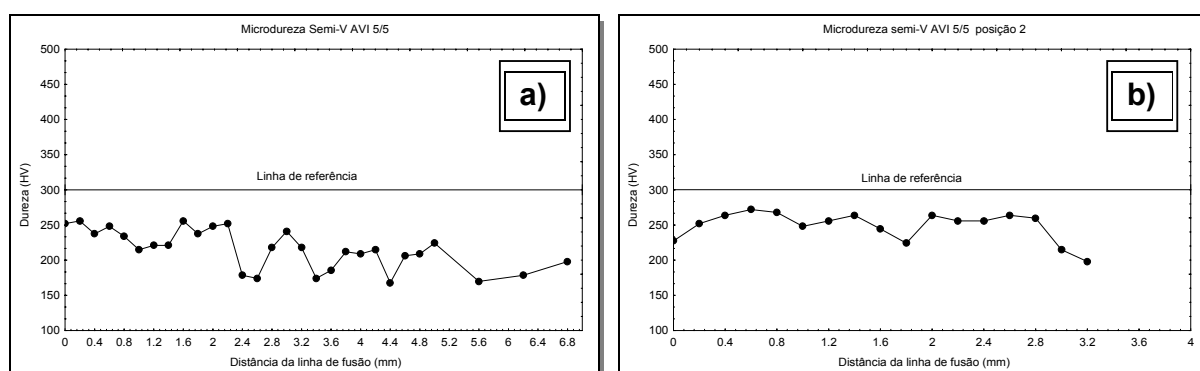


Figura 4-62 – Corpo de prova AVI 5/5. a) Gráfico microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Gráfico de microdureza na posição 2.

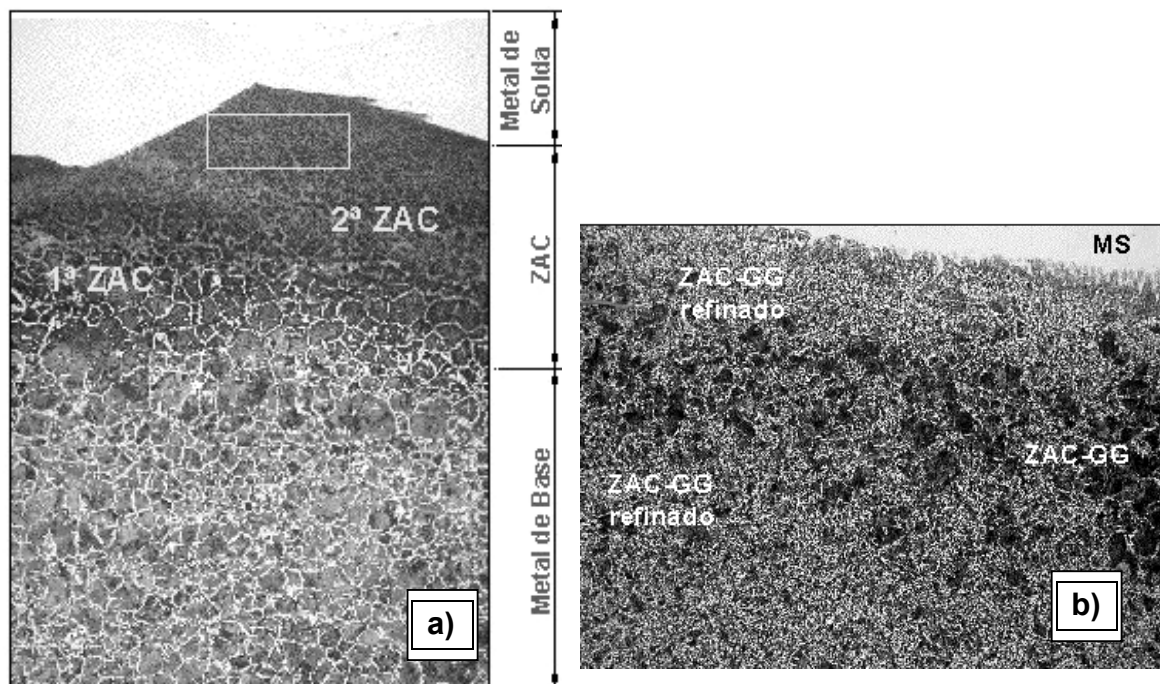


Figura 4-63 – Corpo de prova AVI 5/10. a) Efeito do passe lateral; b) Detalhe ampliado, 13X. Região da ZAC-GG, 100X. Ataque: nital 2%.

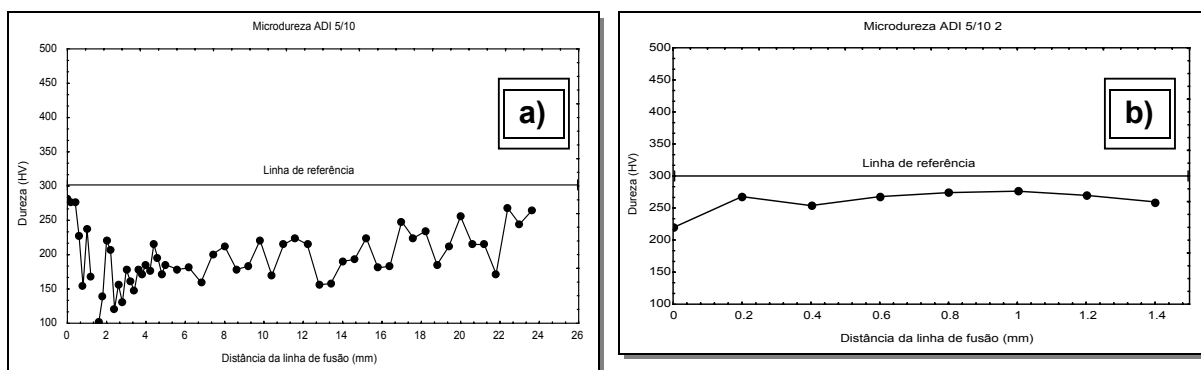


Figura 4-64 – a) Corpo de prova AVI 5/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2.

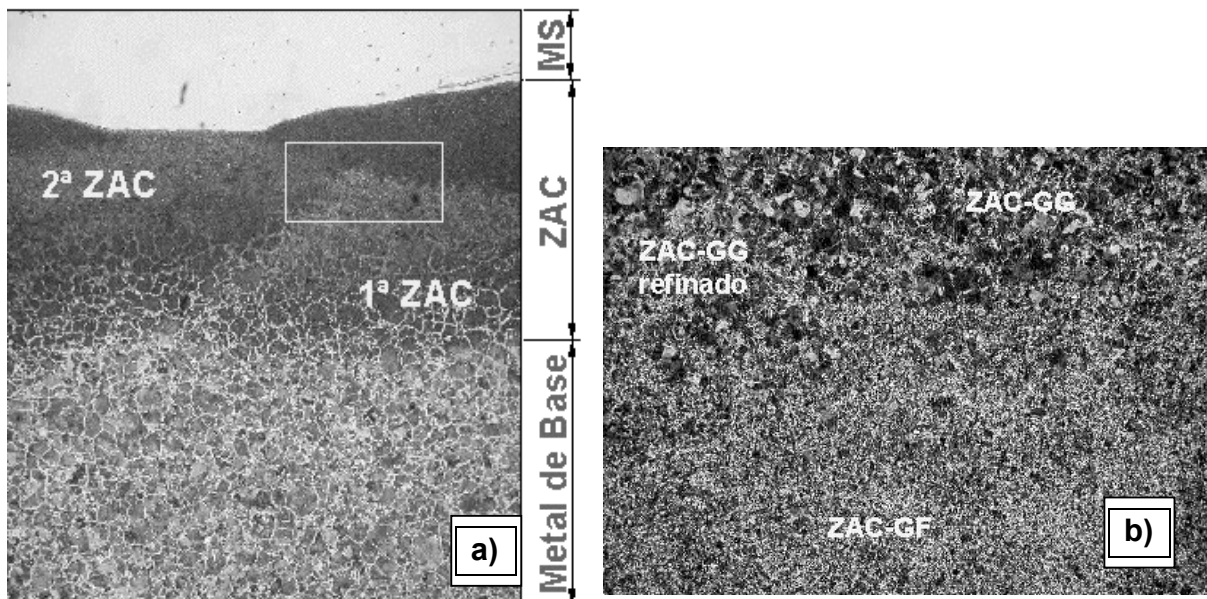


Figura 4-65 – Corpo de prova dupla camada AVI 10/5. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Detalhe ampliado, 100X. Ataque: nital 2%.

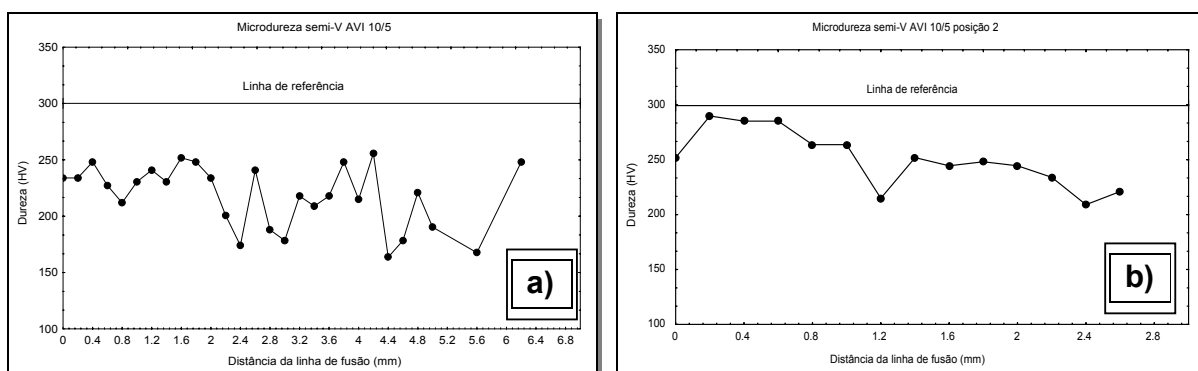


Figura 4-66 - Corpo de prova AVI 10/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2.

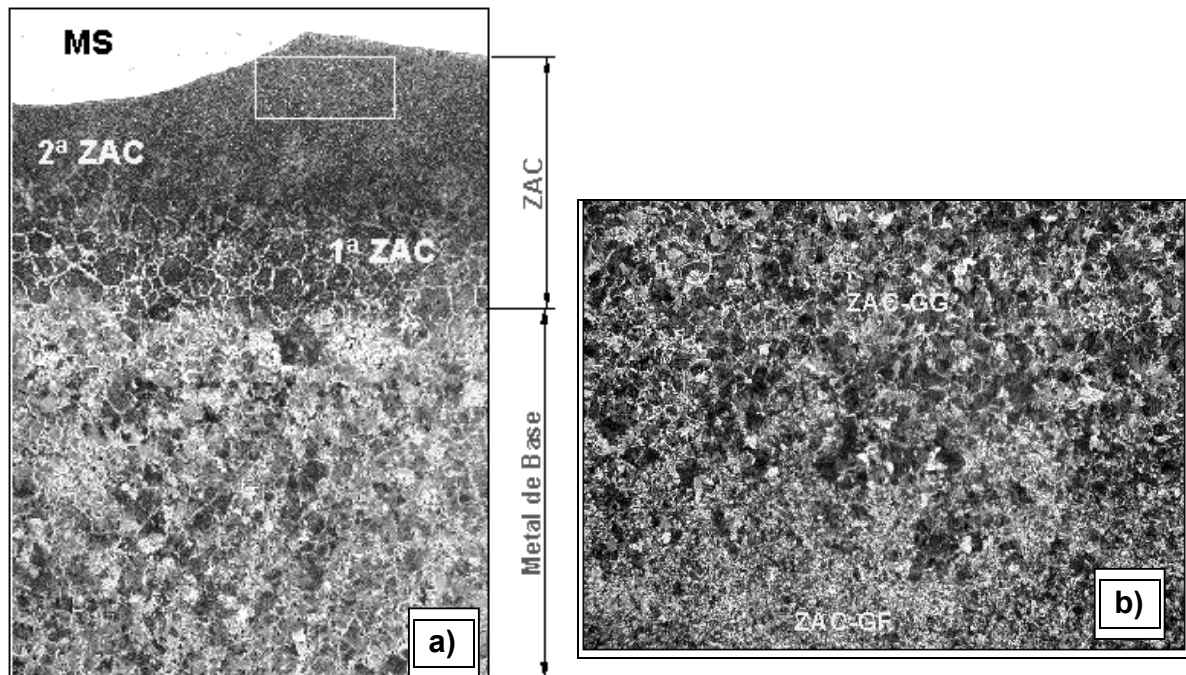


Figura 4-67 – Corpo de prova AVI 10/10. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Detalhe ampliado. ZAC-GG com grãos pouco refinados, 100X. Ataque: nital 2%.

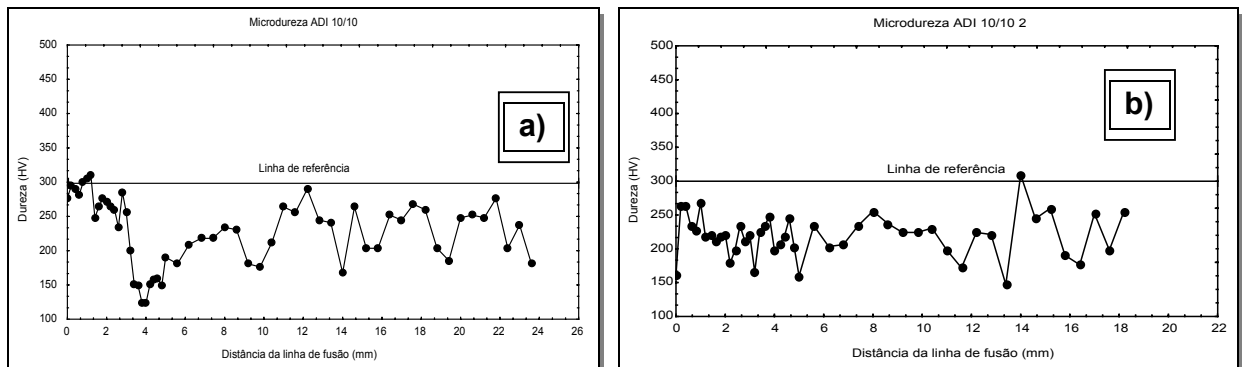


Figura 4-68 - Corpo de prova AVI 10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2.

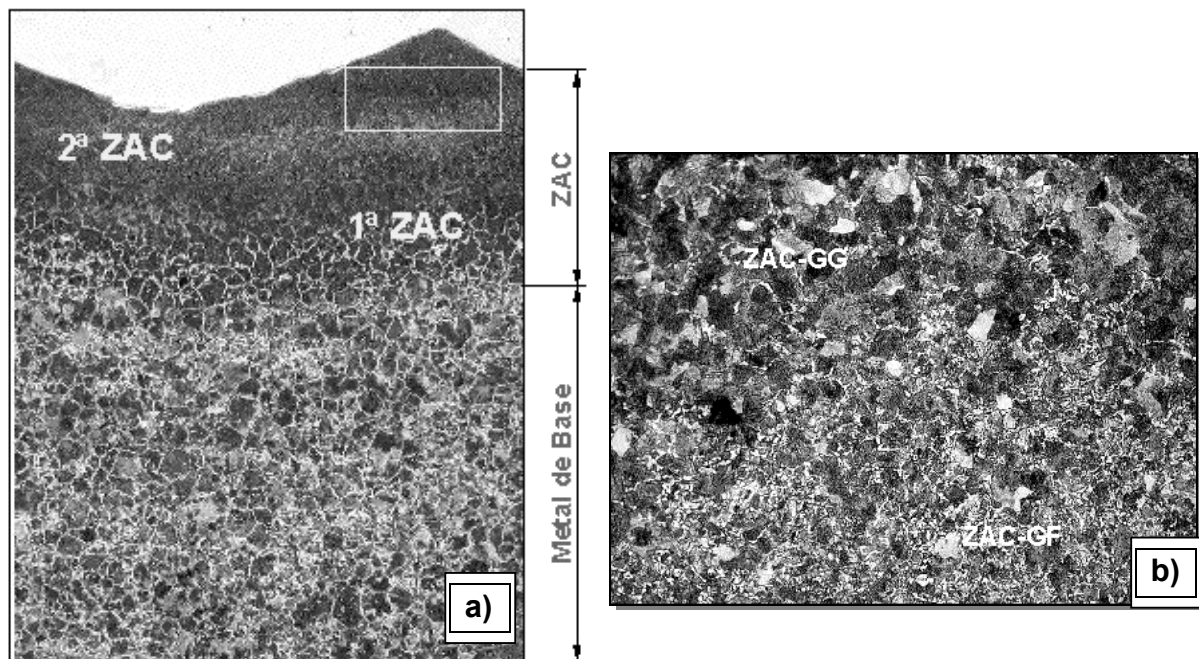


Figura 4-69 - Corpo de prova dupla camada AVT 5/5/5. a) Regiões da ZAC, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%.

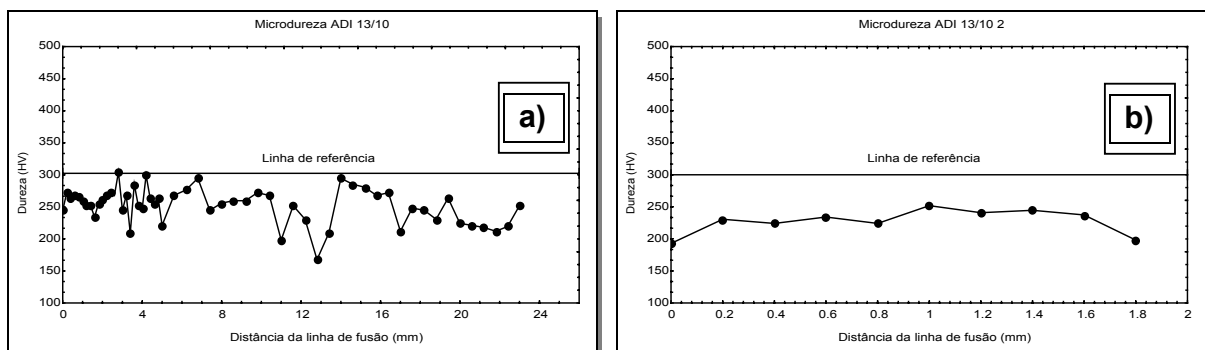


Figura 4-70 - Corpo de prova AVT 5/5/5. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6; b) Microdureza na posição 2.

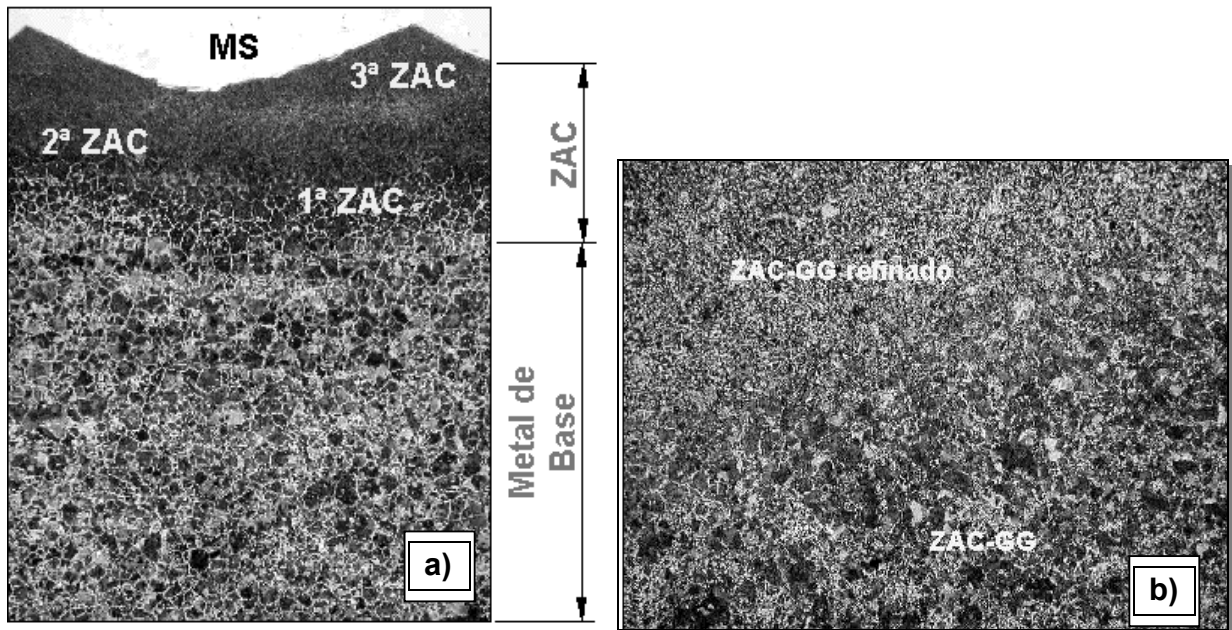


Figura 4-71 - Corpo de prova dupla camada AVT 5/10/10. a) Regiões do corpo de prova, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%.

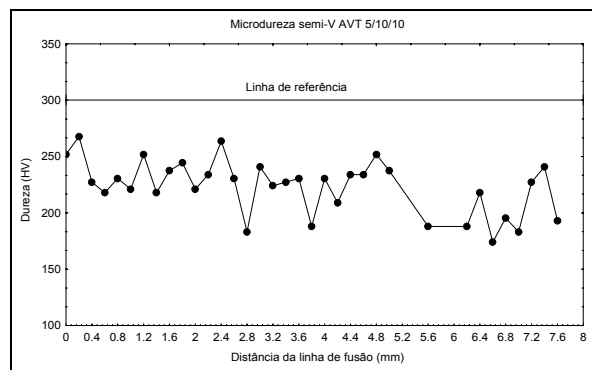


Figura 4-72 - Corpo de prova AVT 5/10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6

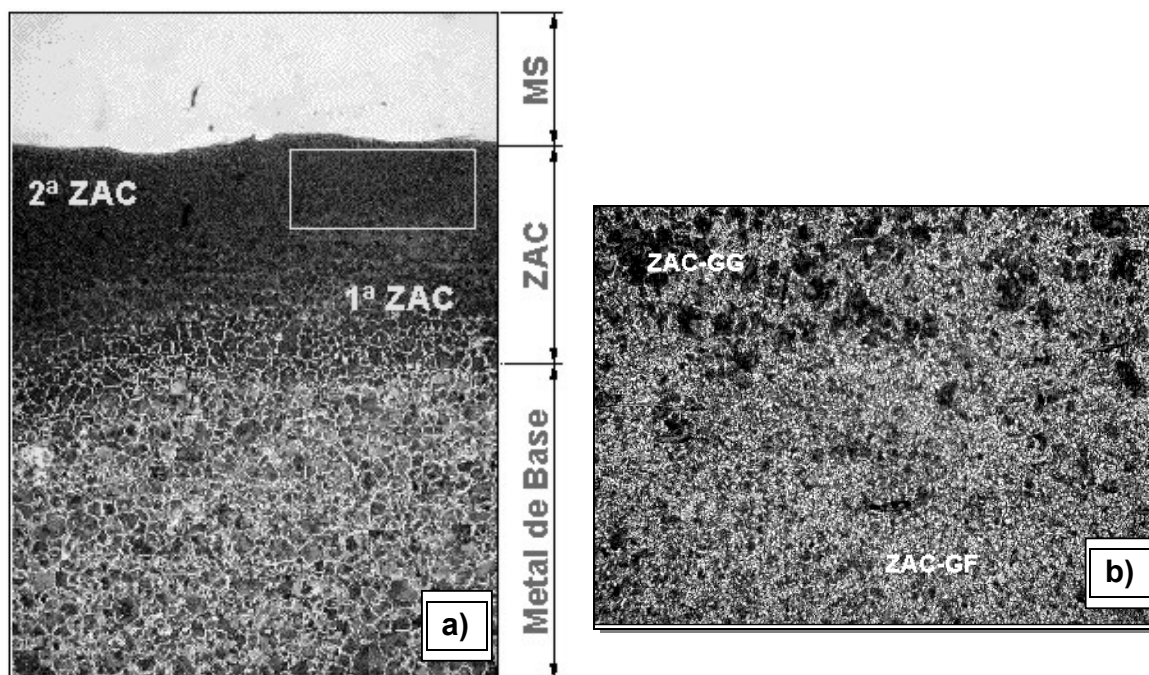


Figura 4-73 - Corpo de prova dupla camada AVT 10/10/10. a) Regiões da ZAC, 13X; b) Região ampliada. ZAC-GG pouco refinada, 100X. Ataque: nital 2%.

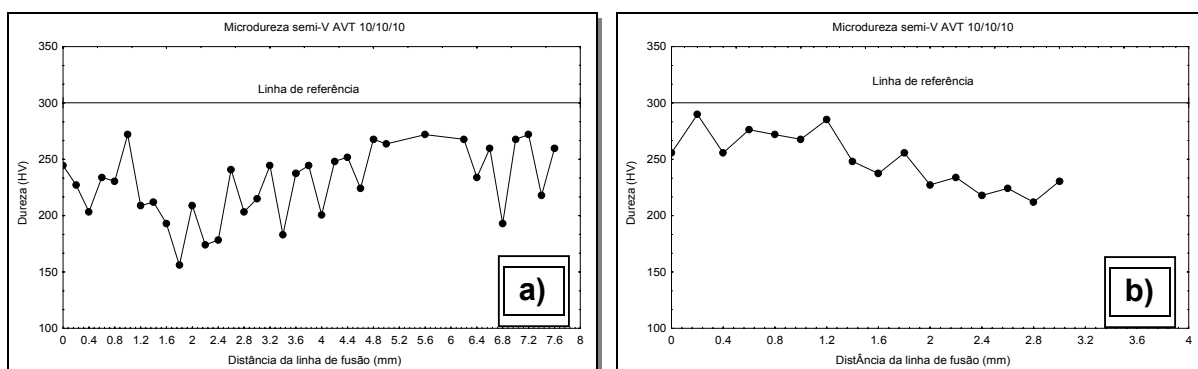


Figura 4-74 - Corpo de prova AVT 10/10/10. a) Microdureza na posição 1 da Figura 3-6. b) microdureza na posição 2.

4.4 Ensaio de impacto Charpy-V

4.4.1 Eletrodo AWS E 7018-1

Os resultados do ensaio de impacto Charpy, apresentados na Tabela 18 e na Figura 4.75, foram decisivos para a análise dos procedimentos de soldagem utilizados. O entalhe dos corpos de prova soldados com o eletrodo AWS E 7018-1 foram posicionados na ZAC-GG da primeira camada, na direção da laminação, a 1 mm da ZL. No metal de solda o entalhe foi posicionado na região indicada na Figura 3.8e do Capítulo 3 –

Materiais e Métodos. Para cada energia foram realizados 5 ensaios. Para o cálculo da energia média foram retiradas a maior e a menor energias obtidas nos ensaios. Analisando os resultados dos corpos de prova com e sem TTPS e comparando-os com os do metal de base como recebido, pode-se observar que:

- as energias absorvidas pelos corpos de prova do metal de base, como recebido, foram abaixo dos valores indicados na literatura (em torno de 45J) [28, 29]. A baixa absorção de energia do metal de base se deve, provavelmente, a uma grande quantidade de inclusões de sulfeto de manganês (Figura 4-76) com elevado comprimento e, ainda, ao elevado tamanho de grão (TG 3,5 a 5), medido segundo a norma ABNT [30];
- os corpos de prova tratados foram revenidos a uma temperatura de 530 °C por uma hora, para a obtenção de uma dureza em torno de 300 HV. Estes absorveram uma energia menor do que a dos corpos de prova sem TTPS, provavelmente devido ao fenômeno de fragilidade ao revenido que ocorre entre 350° e 550° C em aços C-Mn e aços baixa liga quando resfriados lentamente. Através da Figura 4.75 percebe-se que para o AV 10/10, o corpo de prova com TTPS absorveu uma maior quantidade de energia. No entanto, esta diferença em termos de energia de impacto Charpy-V não é relevante;
- os corpos de prova soldados obtiveram uma resistência ao impacto melhor do que a do metal de base, mostrando que a técnica da dupla camada alcançou resultados positivos quanto ao aumento da tenacidade da ZAC do aço ABNT 1045.

Nenhum corpo de prova ensaiado no metal de solda rompeu completamente a temperatura ambiente, indicando uma excelente tenacidade.

A Figura 4-77 apresenta o aspecto da fratura do corpo de prova do metal base como recebido. Analisando a superfície desta fratura ao microscópio eletrônico de varredura (Figura 4-76), observa-se a presença de inclusões, que foram identificadas como sulfetos de manganês. Observa-se, ainda, que a fratura segue a direção da laminação.

A Figura 4-78 apresenta os aspectos macrográficos das fraturas dos corpos de prova Charpy das juntas em semi-V soldadas com as cinco relações de energias

selecionadas, com e sem TTPS. Com base nesta Figura pode-se fazer as seguintes observações:

- a zona fibrosa dos corpos de prova sem TTPS possuem extensão semelhante a dos corpos de prova com TTPS;
- os corpos de prova ensaiados como soldado apresentaram uma contração lateral semelhante aos tratados termicamente após a soldagem;
- as fraturas apresentaram-se de forma mista, obtendo regiões com presença de dimples, facetas de clivagem e escorregamento, como indicam as Figuras 4-79 a 4-82.

A Figura 4-83 ilustra que o posicionamento do entalhe ficou sobre ZAC-GG.

Tabela 18 – Resultados do Ensaio de Impacto Charpy-V utilizando AWS E 7018-1.

| Corpo de Prova | Energia absorvida (J) | | | | | Média |
|-------------------|-----------------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-------|
| | C _{P1} | C _{P2} | C _{P3} | C _{P4} | C _{P5} | |
| AV 5/5 | 32 | 30 | 29 | 31 | 29 | 30 |
| AV 5/5 com TTPS | 42 | 28 | 21 | 26 | 21 | 25 |
| AV 5/10 | 40 | 33 | 35 | 40 | 26 | 36 |
| AV 5/10 com TTPS | 36 | 26 | 27 | 31 | 22 | 28 |
| AV 10/5 | 32 | 31 | 23 | 26 | 20 | 26 |
| AV 10/5 com TTPS | 24 | 23 | 22 | 18 | 15 | 21 |
| AV 10/10 | 33 | 26 | 30 | 27 | --- | 28 |
| AV 10/10 com TTPS | 34 | 33 | 29 | 31 | 15 | 31 |
| AV 10/16 | 42 | 33 | 30 | 35 | --- | 33 |
| AV 10/16 com TTPS | 33 | 25 | 27 | 21 | 15 | 24 |
| Metal de base | 10 | 8 | 10 | 9 | --- | 9 |

* Corpos não ensaiados.

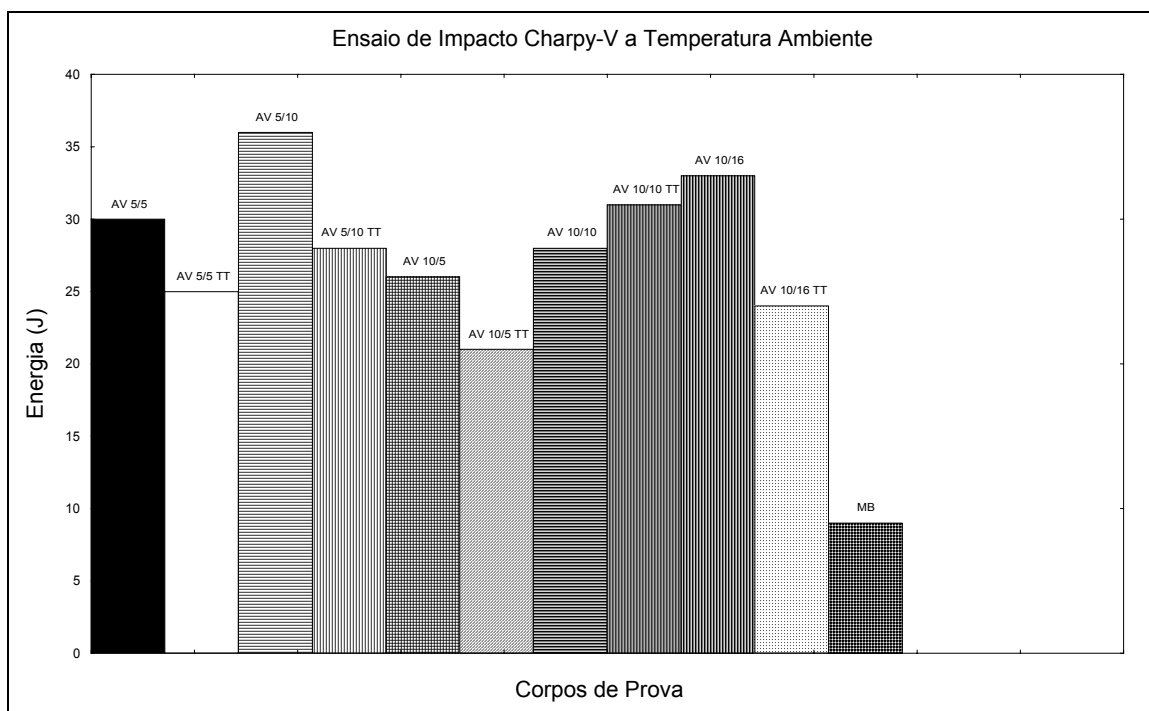


Figura 4-75– Comparativo da energia de impacto Charpy em corpos de prova com e sem TTPS, soldados com diferentes relações de energia e do material de base como recebido.

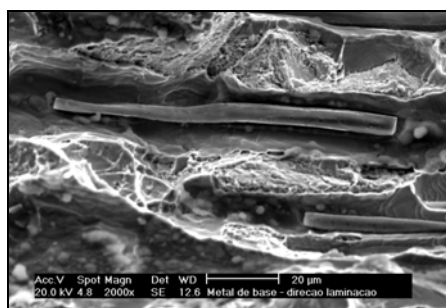


Figura 4-76 – Metal de base. Fratura frágil. Presença de inclusões de MnS.

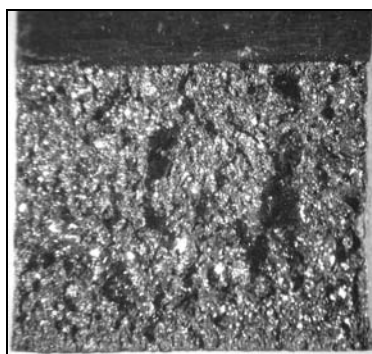


Figura 4-77 – Aspecto da fratura do corpo de prova Charpy do metal de base como recebido. Inclusões próximas ao entalhe, 10X.

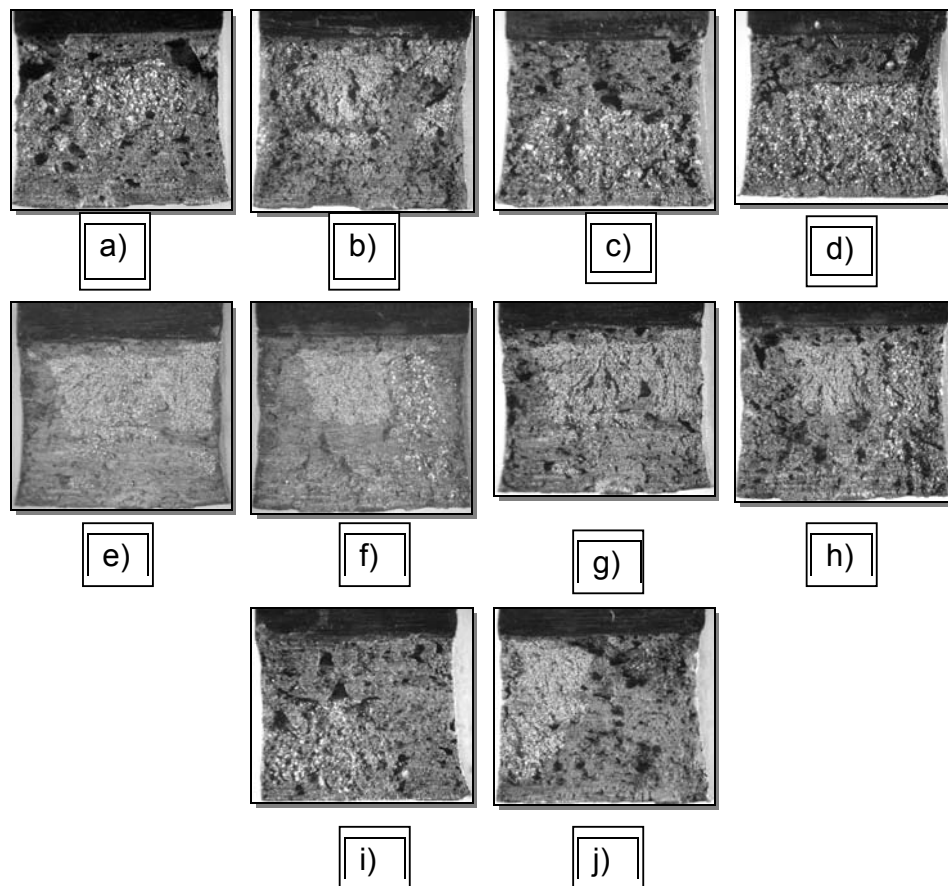


Figura 4-78 – Aspectos das fraturas dos corpos de prova Charpy das juntas semi-V. a) AV 5/5 sem TTPS; b) AV 5/5 com TTPS; c) AV 5/10 sem TTPS; d) AV 5/10 com TTPS; e) AV 10/5 sem TTPS; f) AV 10/5 com TTPS; g) AV 10/10 sem TTPS; h) AV 10/10 com TTPS; i) AV 10/16 sem TTPS; j) AV 10/16 com TTPS. 5X.

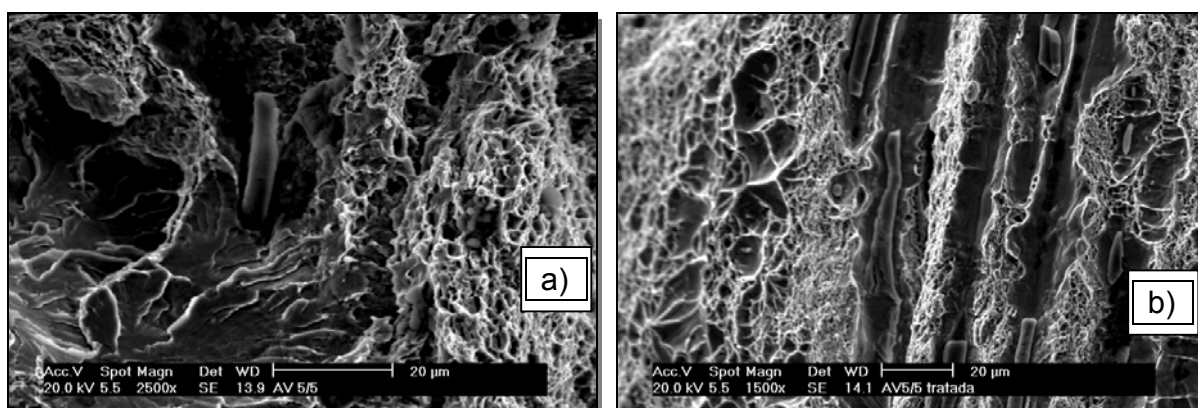


Figura 4-79 – Corpo de prova AV 5/5. a) sem TTPS. Região mista, com presença de dimples e facetas de clivagem. Inclusão de sulfeto de manganês; b) com TTPS. Região fibrosa.

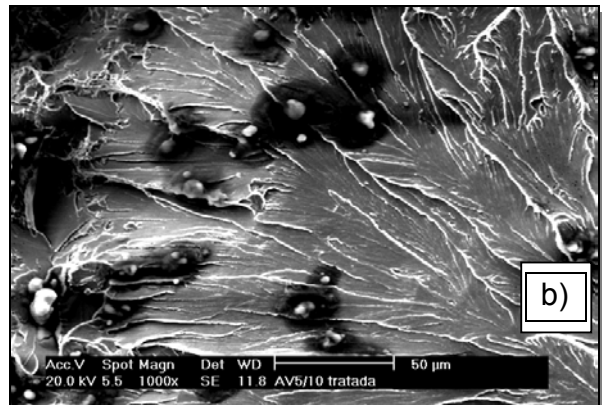
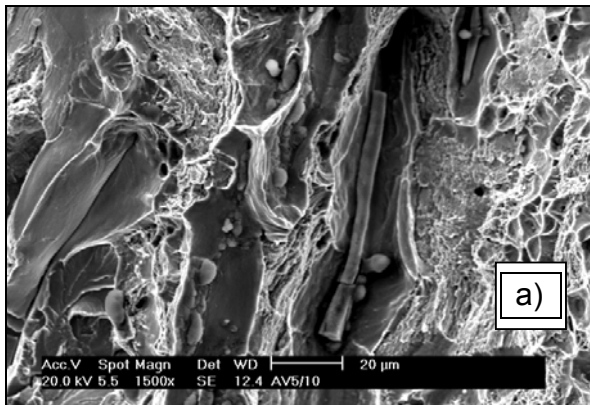


Figura 4-80 - Corpo de prova AV 5/10. a) sem TTPS. Região frágil. Presença de inclusão.
; b) com TTPS. Região frágil. Facetas de clivagem.

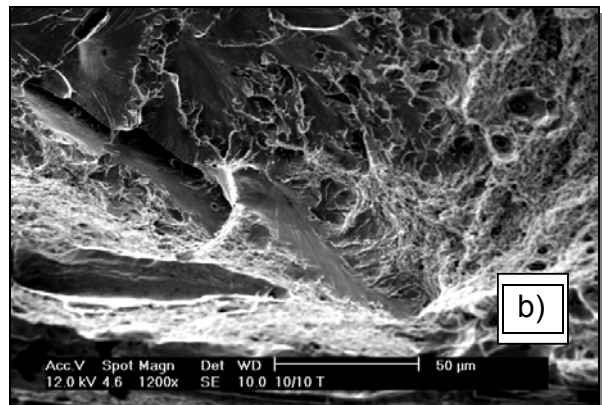
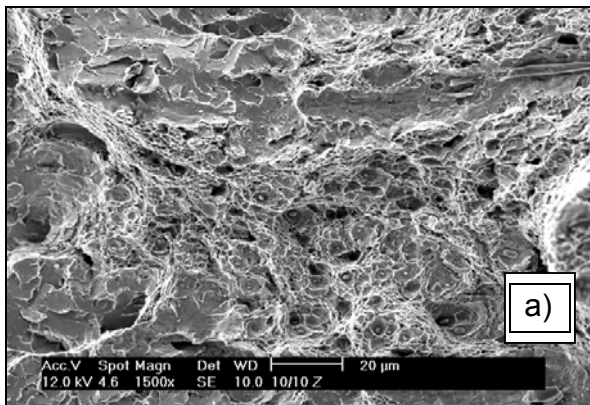


Figura 4-81 - Corpo de prova AV 10/10. a) sem TTPS. Região fibrosa com presença de dimples e facetas de clivagem; b) com TTPS. Escorregamento e facetas de clivagem.

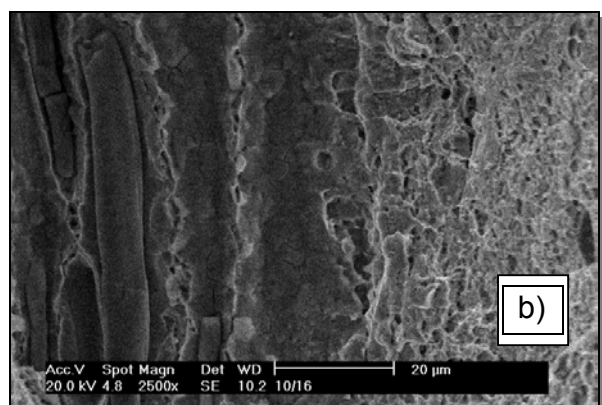
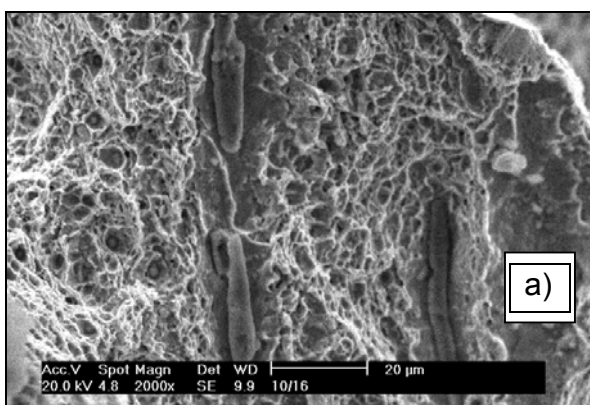


Figura 4-82 - Corpo de prova AV 10/16. a) sem TTPS; b) com TTPS. Região fibrosa com presença de inclusões de sulfeto de manganês.

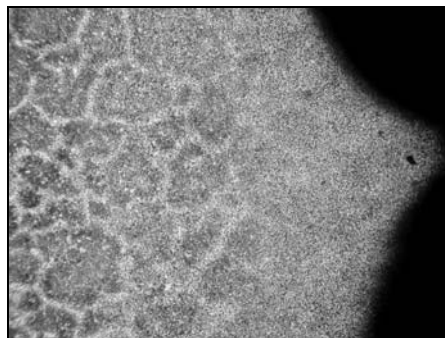


Figura 4-83 – Posição do entalhe na ZAC-GG. Vista superior. AV 5/10 tratado. 25X.
Ataque: nital 2%.

4.4.2 Eletrodo AWS E 307-16

Os resultados do ensaio de impacto Charpy, apresentados na Tabela 19 e na Figura 4-84, foram decisivos para a análise dos procedimentos de soldagem utilizados. O entalhe dos corpos de prova soldados com o eletrodo AWS E 307-16 foram posicionados na direção perpendicular à laminação. Analisando os resultados dos corpos de prova com e sem TTPS e comparando-os com os do metal de base como recebido, pode-se observar que:

- para as soldagens realizadas com duas camadas de amanteigamento a análise da fratura e a absorção do impacto foi semelhante ao obtido para o eletrodo E 7018-1;
- para a soldagem com três camadas de amanteigamento, a relação 5/10/10 foi a que obteve melhores resultados de impacto. No entanto, abaixo de 45J;
- comparando os corpos soldados com eletrodos AWS E7018-1 com os corpos de prova utilizando os AWS E307-16, verificou-se que a mudança da posição do entalhe em relação a direção da laminação não melhorou a resistência ao impacto do metal de base, mostrando que a sua grande quantidade de inclusões e o seu tamanho de grão elevado foram fatores decisivos quanto a tenacidade;
- os corpos de prova ensaiados no metal de solda absorveram energia de impacto, a temperatura ambiente, superior a 80 J;

- os corpos de prova tratados também apresentaram baixa resistência ao impacto, apresentando regiões com faixas de grãos grossos e grãos refinados longe da ZAC como pode ser observado na Figura 4-85.

A Figura 4.77 apresenta o aspecto da fratura do corpo de prova do metal base como recebido.

Com base nos aspectos macrográficos das fraturas dos corpos de prova Charpy com e sem TTPS, representados na Figura 4-86, pode-se fazer as seguintes observações:

- como já foi exposto para o eletrodo E7018-1, também, para o eletrodo E 307-16 foi observado aspectos de fratura mista, com regiões com dimples e presença de facetas de clivagem, como se pode observar nas Figuras 4.87 a 4.92;
- alguns corpos de prova tratados apresentaram uma contração lateral mais acentuada do que os não tratados, o que caracteriza uma maior tenacidade;
- as diferenças entre as energias dos corpos de prova Charpy-V como soldado e dos corpos de prova tratados termicamente não foram relevantes.

Tabela 19 – Resultados do Ensaio de Impacto Charpy-V utilizando AWS E 307-16.

| Corpo de Prova | Energia absorvida (J) | | | | | Média |
|------------------------------|-----------------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------|
| | C _{P1} | C _{P2} | C _{P3} | C _{P4} | C _{P5} | |
| AVI 5/5 | 27 | 26 | 22 | 30 | 17 | 25 |
| AVI 5/5 com TTPS | 29 | 20 | 16 | 30 | 37 | 27 |
| AVI 10/5 | 26 | 26 | 27 | 25 | 29 | 26 |
| AVI 10/5 com TTPS | 23 | 26 | 26 | 16 | 27 | 25 |
| AVI 10/10 | 23 | 26 | 28 | 24 | 32 | 26 |
| AVI 10/10 com TTPS | 34 | 26 | 35 | 30 | 28 | 31 |
| AVT 5/5/5 | 24 | 30 | 29 | 28 | 27 | 28 |
| AVT 5/5/5 com TTPS | 26 | 38 | 28 | 21 | 14 | 25 |
| AVT 5/10/10 | 42 | 39 | 34 | 40 | 23 | 38 |
| AVT 5/10/10 com TTPS | 23 | 14 | 41 | 49 | --- | 38 |
| AVT 10/10/10 | 30 | 31 | 30 | 23 | 8 | 28 |
| AVT 10/10/10 com TTPS | 28 | 27 | 34 | 41 | 30 | 31 |
| Metal de Solda | 98 | 98 | 92 | 91 | 82 | 94 |
| Metal de Base | 9 | 7 | 7 | 8 | 8 | 8 |

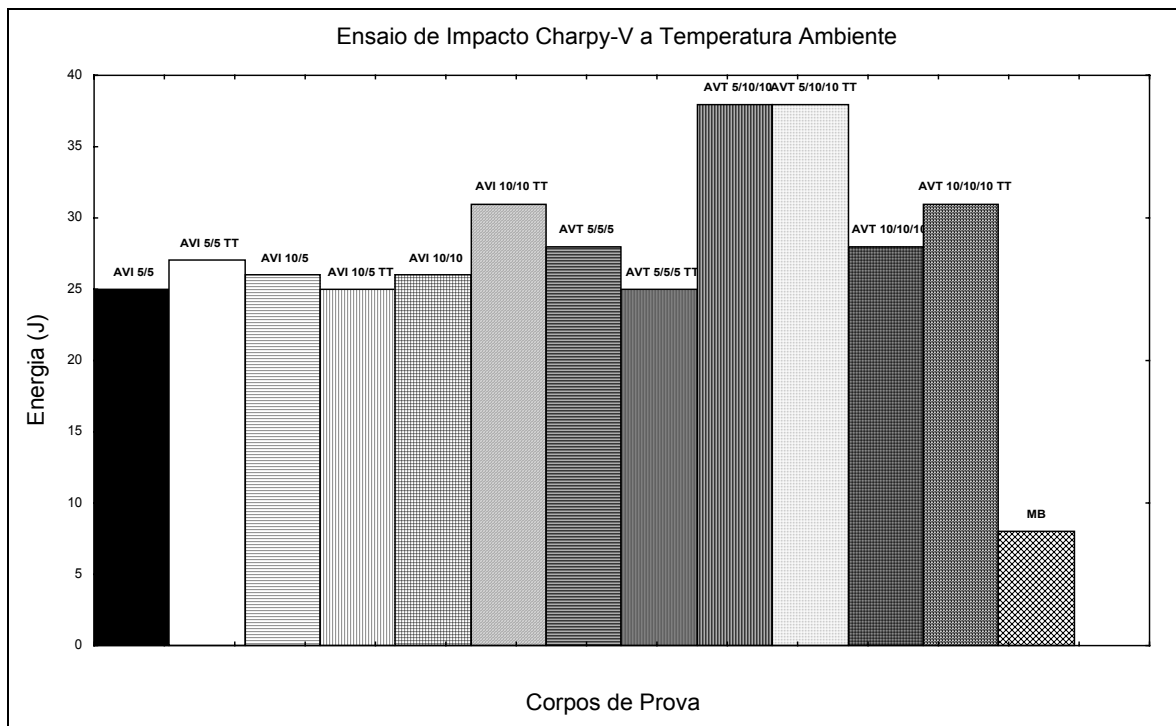


Figura 4-84– Comparativo da energia de impacto Charpy em corpos de prova com e sem TTPS, soldados com diferentes relações de energia e do material de base como recebido.

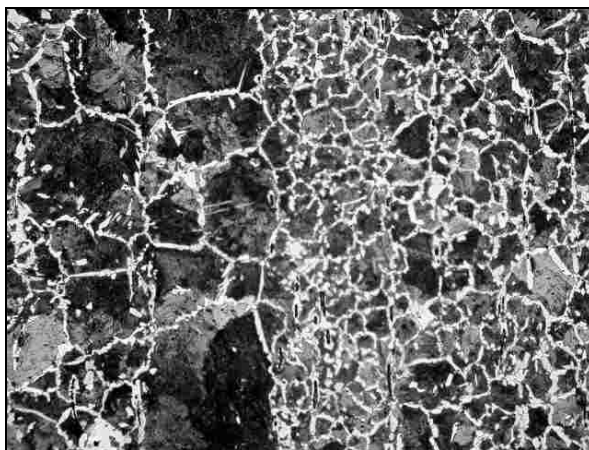


Figura 4-85 – Aspecto do metal base do corpo de prova AVT 5/10/10 tratado. Aumento: 100X. Ataque: nital 2%.

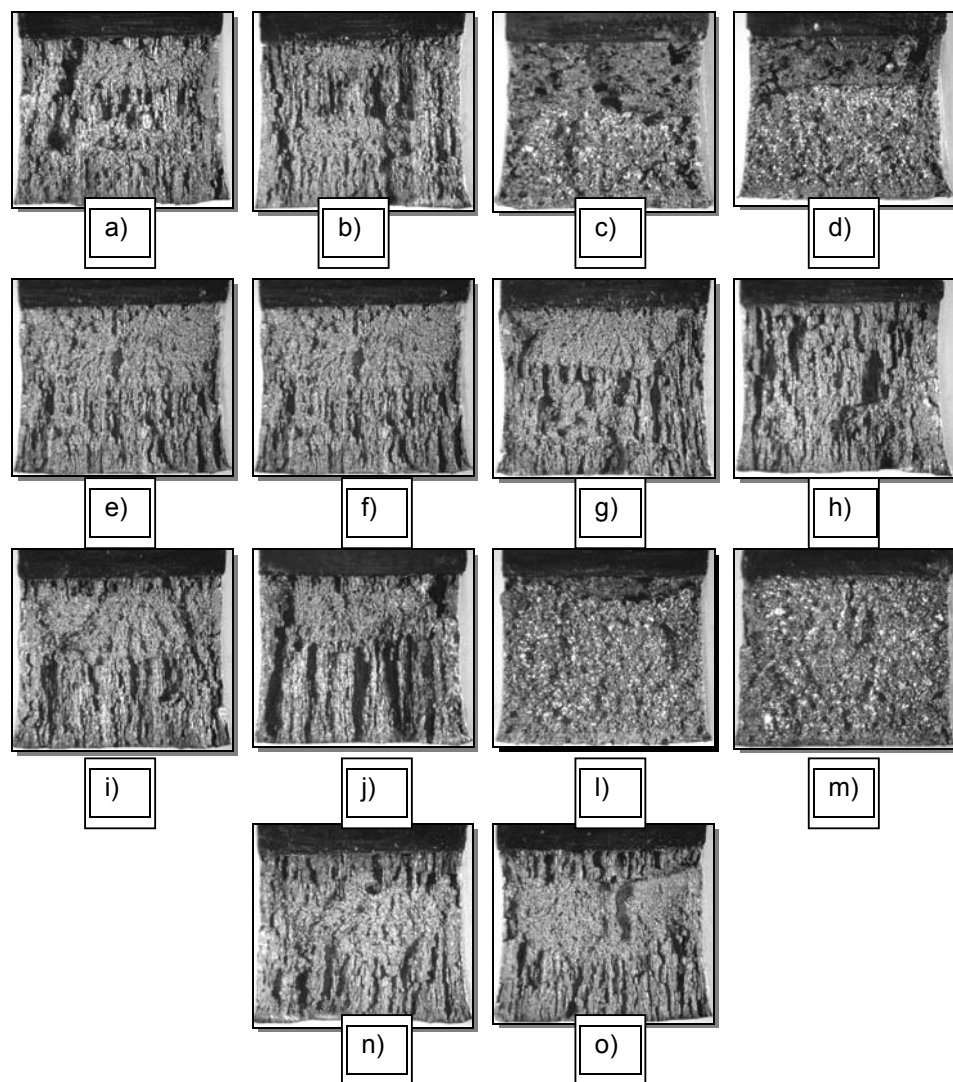


Figura 4-86 – Aspectos das fraturas dos corpos de prova Charpy das juntas semi-V. a) AVI 5/5 sem TTPS; b) AVI 5/5 com TTPS; c) AVI 5/10 sem TTPS; d) AVI 5/10 com TTPS; e) AVI 10/5 sem TTPS; f) AVI 10/5 com TTPS; g) AVI 10/10 sem TTPS; h) AVI 10/10 com TTPS; i) AVT 5/5/5 sem TTPS; j) AVT 5/5/5 com TTPS; l) AVT 5/10/10 sem TTPS; m) AVT 5/10/10 com TTPS; n) AVT 10/10/10 sem TTPS; o) AVT 10/10/10 com TTPS.

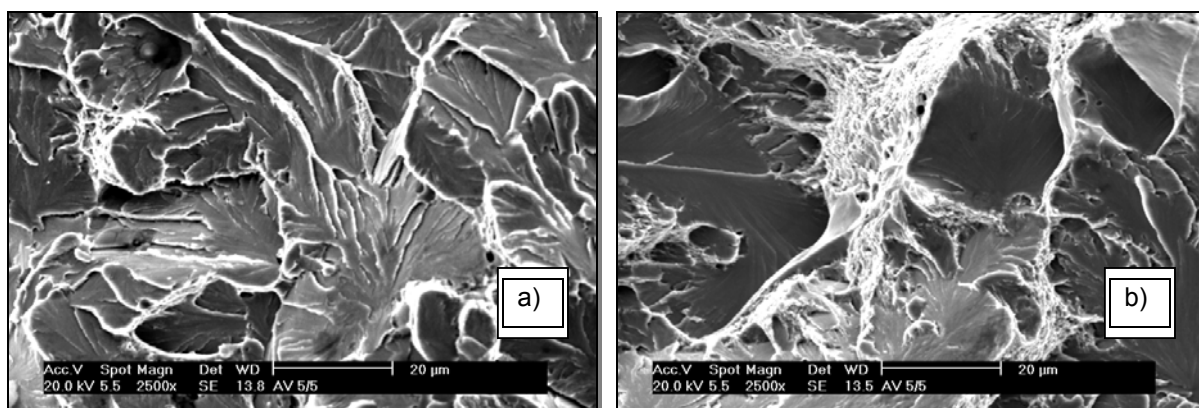


Figura 4-87 – Corpo de prova AVI 5/5. a) sem TTPS; b) com TTPS.

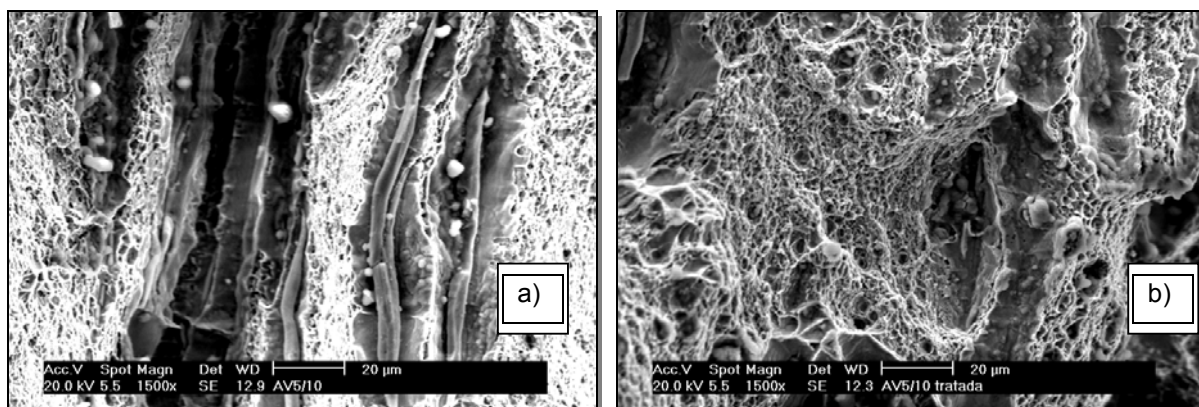


Figura 4-88 - Corpo de prova AVI 5/10. a) sem TTPS; b) com TTPS. Região frágil.

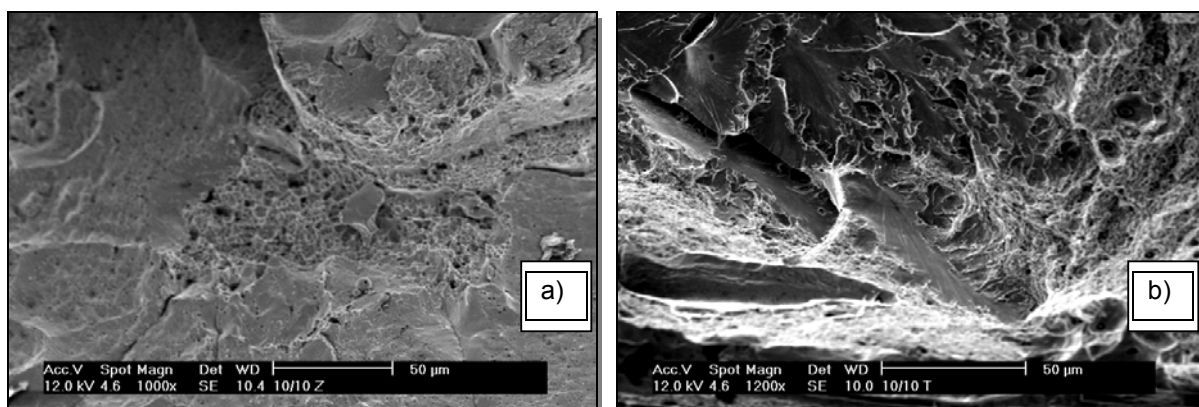


Figura 4-89 - Corpo de prova AVI 10/10. a) sem TTPS; b) com TTPS. Região de escorregamento.

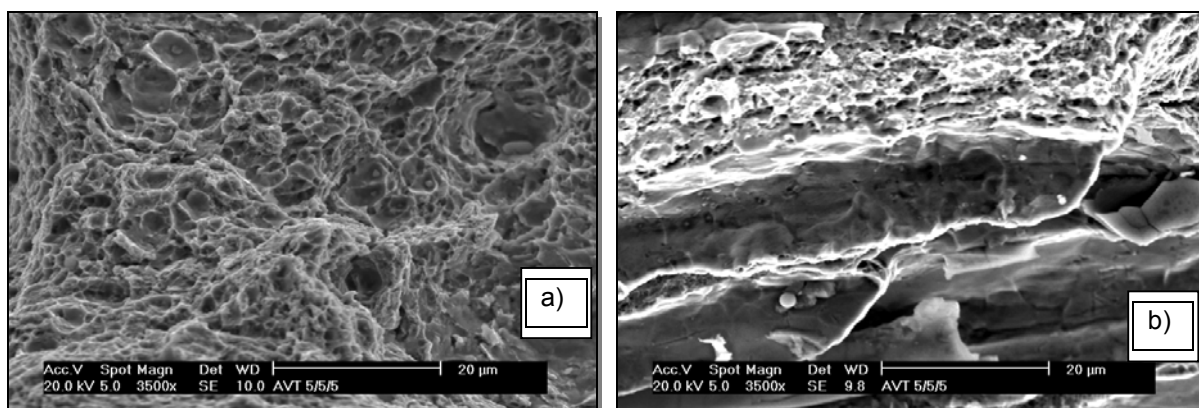


Figura 4-90 - Corpo de prova AVT 5/5/5. a) sem TTPS; b) com TTPS. Região fibrosa.

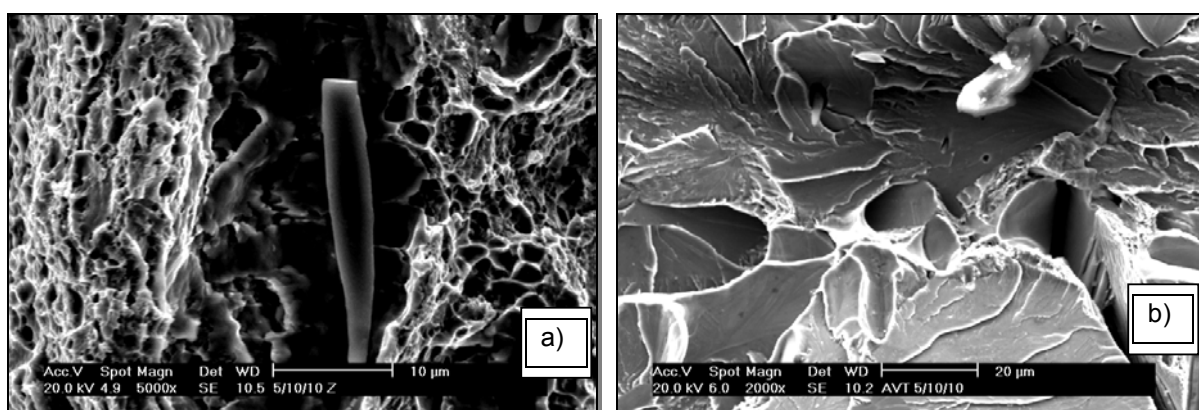


Figura 4-91 - Corpo de prova AVT 5/10/10. a) sem TTPS; b) com TTPS.

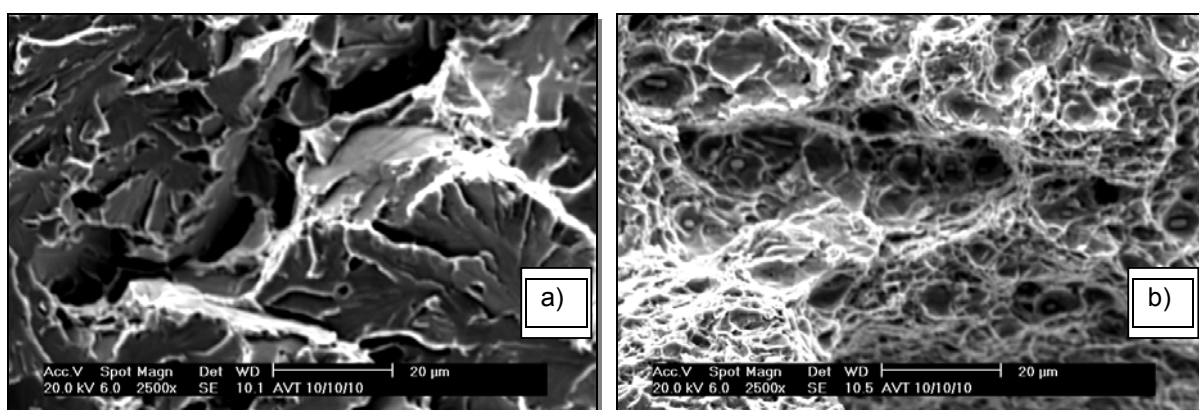


Figura 4-92 - Corpo de prova AVT 10/10/10. a) sem TTPS; b) com TTPS.

CAPÍTULO 5

5 Conclusões

Com base nos resultados experimentais obtidos neste trabalho é possível destacar as conclusões a seguir descritas.

1. As informações do Teste de Higuchi permitiram bons resultados referentes ao revenimento da ZAC-GG, porém não foram suficientes para garantir um refino uniforme na região entre passes.
2. A técnica da dupla camada para o aço ABNT 1045 mostrou-se eficiente, pois para todos os níveis de energia empregados, utilizando os dois tipos de eletrodos, alcançou-se tenacidade semelhante a obtida nos corpos de prova com TTPS e, muito superior a tenacidade alcançada pelo metal de base.
3. O grau de refino e de revenimento da ZAC-GG não sofreu efeito relevante do tipo de eletrodo.
4. Maiores níveis de energia de impacto Charpy-V, na ZAC-GG do primeiro passe, foram obtidos empregando três camadas com energias 5/10/10 em kJ/cm.
5. Melhores níveis de tenacidade poderão ser obtidos através da Técnica da Dupla Camada para um aço ABNT 1045 com microestrutura mais refinada e com baixos teores de inclusões.
6. Devido a baixa temperabilidade do aço ABNT 1045 foi possível obter resultados significativos de refino e revenimento para todas as relações de energias empregadas.
7. Os dois tipos de eletrodos apresentaram uma excelente tenacidade nos ensaios de impacto Charpy-V realizados na região mais crítica do metal de solda. O eletrodo AWS E 7018-1 não rompeu a temperatura ambiente, enquanto o eletrodo AWS E 307-16 alcançou níveis de energia da ordem de 80 J.

CAPÍTULO 6

6 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Avaliar o desempenho da técnica da dupla camada empregando ensaios de tenacidade a fratura como o CTOD.
- Estudar o efeito do passe de revenido no último cordão sobre a microestrutura e dureza da ZAC.
- Avaliar o efeito do grau de inclusões sobre desempenho da técnica da dupla camada.

CAPÍTULO 7

7 Bibliografia

- [01] NIÑO, C. E. B., BUSCHINELLI, A. J. A. **Análise de Alternativas de Reparo por Soldagem de Aços Cr – Mo. XXI.** Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. Caxias do Sul, jun/1995.
- [02] AGUIAR, W.M. **Soldagem do aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico posterior.** Fortaleza, 2001. Dissertação de mestrado-Programa de Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal do Ceará.
- [03] ARRAES JÚNIOR, R. M. **Avaliação da Tenacidade da ZAC na Soldagem do Aço ABNT 4340 sem Tratamento Térmico Posterior.** Fortaleza, 2001. Dissertação de mestrado-Programa de Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal do Ceará.
- [04] HENKE, S. L.; NINÕ, C.E.; BUSCHINELLI, A. J. A.; CORREA, J. A. **Soldagem dissimilar do aço CA-6NM sem tratamento térmico posterior.** Soldagem e Inspeção. São Paulo, 2000. Suplemento técnico, ano 6, nº 1.
- [05] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Critério de Classificação dos Aços**, NBR NM 172/2000. Rio de Janeiro, 2000.
- [06] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Aços Carbono e Ligados para Construção Mecânica - Designação e Composição Química**, NBR NM 87/2000. Rio de Janeiro, 2000.
- [07] SOARES, P. **Aços – Características Tratamentos.** 3ª ed. São Paulo, 19--.
- [08] METALS HANDBOOK. **Heat Treating of Steels.** 10ed. Ohio: American Society for Metals, v.4, 1991.
- [09]. BAILEY, N. **Weldability of ferritic steels.** England: Abington Publishing, 1994, 275p.
- [10] NINÕ, C. E. B. **Especificação de procedimentos de reparo por soldagem sem tratamento térmico posterior -- Efeito de revenimento produzido pelos ciclos térmicos.** Florianópolis, 2001. Tese de doutorado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.

- [11] BRANDI, S; WAINER, E. **Soldagem – Processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blucher Ltda. 1992. p. 494.
- [12] HONEYCOMBE, R. W. K, BHADSHIA H. K. D. H. **Steel – Microstructure and Properties**. 2ed. New York: Arnold, 1980. 324p
- [13] METALS HANDBOOK. **Weldability of Steel**. 10ed. Ohio: American Society for Metals, v.6, 1992.
- [14] MOTA, C. A. M. da. **Níquel e Manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotégidos**.
- [15] GRAVILLE, B. A. **Cold Cracking in Welds in HSLA Steels**. Welding of HSLA (microalloyed) Structural Steels, Proc. Int. Conf., American Society for Metals, 1976
- [16] MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., SANTOS, D. B. **Curso de Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, 1992. 297p.
- [17] KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. 1ed. New York: John Wiley & Sons, 1987. 411p
- [18] METALS HANDBOOK. **Selection of Carbon and Low Alloy Steel**. 10ed. Ohio: American Society for Metals, v.6, 1992.
- [19] EASTERLING, K. E. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2ed. London: Butterworths Monographs in Materials, 1985. 231p.
- [20] BAILEY, N.; COE, F. R.; GOOCH, T.G.; HART, P. H. M.; JENKINS, N. e PARGETER, R. J. **Welding Steels Without Hydrogen Cracking**. England: Book Abington Publishing. 1973, p. 150.
- [21] HIGUCHI, M.; SAKAMOTO, H.; TANIOKA, S. **A study on Weld Repair Through Half Bead Method**. IHI Engineering Review. V.13, april/1980.
- [22] BUENO, E. R. **Desenvolvimento do Procedimento de Soldagem do Aço AISI 4140 sem Tratamento Térmico Posterior**. Dissertação de mestrado. Florianópolis, 1999. Universidade Federal de Santa Catarina.
- [23] OLSEN, K. et al. **Weld bead Tempering of the Heat-Affected Zone**. Scandinavian. Journal of Metallurgy, nov/1982. p. 163-168.
- [24] UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA - LABSOLDA. **Estudo da Aplicabilidade da Tocha TIG para produzir Revenido**, set., 1992.

- [25] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais Metálicos – Dureza Vickers. Parte 1 – Medição de Dureza Vickers**. NBR NM 188-1. Rio de Janeiro. Maio. 1999.
- [26] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais metálicos – Determinação das Propriedades Mecânicas de Resistência ao Impacto**. NBR 615. Rio de Janeiro, 1980
- [27] METALS HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons and High-performance Alloys**. 10 ed. vol 1, 1990. p 451.
- [28] LINNERT, G. E. **Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels**. 4 ed. Vol 1. Florida: AWS, 1994.
- [29] SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. 4^a ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1974.
- [30] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Determinação do Tamanho de Grão em Materiais Metálicos**. NBR 11568 NB 1323. nov/1990.